



**EFFET DE L'ADDITION DE MOLYBDÈNE ET DES
CONDITIONS DE TRAITEMENT THERMIQUE SUR
L'ÉVOLUTION DES DISPERSOÏDES ET LES PROPRIÉTÉS DE
TEMPÉRATURE ÉLEVÉE DE L'ALLIAGE DE FONDERIE A356**

**PAR
SINAN CHEN**

**MÉMOIRE PRÉSENTÉ À L'UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À
CHICOUTIMI EN VUE DE L'OBTENTION DU GRADE DE
MAÎTRISE EN INGÉNIERIE**

QUÉBEC, CANADA

RÉSUMÉ

La légèreté des véhicules est considérée comme une des stratégies les plus efficaces pour améliorer l'économie du combustible et réduire le dommage anthropique sur l'environnement, le changement climatique, et les émissions coûteuses. Les alliages de coulée Al-Si, en tant que matériau métallique léger stratégique, ont été largement utilisés dans les moteurs diesel en raison de leur ratio de la résistance sur le poids élevé, de bonne coulabilité et recyclabilité. Cependant, aux températures de haut fonctionnement au-delà de 300°C, les précipités grossissants dans l'alliage de coulée Al-Si de vieillissement-durcissement traditionnel, tels que 319 et 356, conduit à une sévère perte des propriétés mécaniques à température élevée. Un moyen possible pour régler ce problème est de concevoir des dispersoïdes thermiquement stables qui sont capables de maintenir leurs efficacités à température élevée. Afin d'améliorer les propriétés mécaniques à haute température, les éléments de l'alliage de transition ont été ajoutés dans l'alliage de base pour former les dispersoïdes. Récemment, il est rapporté que Mo peut potentiellement former une grande quantité des dispersoïdes dans les alliages Al-Si mais il n'existe pas d'étude systématique qui focalise sur la propriété de fatigue des alliages Al-Si avec l'addition de Mo. Ainsi, les efforts ont été mis sur les études des caractéristiques de l'addition de Mo ainsi que ses influences sur les propriétés mécaniques, surtout sur la résistance de fatigue.

Dans la première partie du travail, l'effet de l'addition de Mo sur l'évolution des dispersoïdes sous divers traitements thermiques de l'alliage de coulée Al-Si 356 a été étudié. On peut voir que les dispersoïdes α -Al (Fe, Mn, Mo) Si se sont formés facilement dans la matrice de l'alliage 356 avec l'addition de Mo (nommé par le nom de 356Mo) par rapport à l'alliage de base sans Mo. Les résultats montrent qu'il est plus rapide pour les dispersoïdes de se précipiter quand la température de solution est supérieure tandis que le nombre baisse après une longue durée de solution en raison de la maturation d'Ostwald, qui est confirmé par l'évolution de la microdureté. La deuxième partie de cette étude étudie les propriétés de traction et de fatigue à faible fréquence. L'alliage contenant Mo a fait preuve d'une amélioration dans le test de traction à température ambiante et à 300°C en raison de la grande quantité des dispersoïdes nanométriques formés pendant le traitement de solution. La limite d'élasticité, la résistance maximale à la traction sont augmentées de 10 MPa et 15 MPa respectivement tandis que le taux d'allongement reste au même niveau. Au cours du test de fatigue à faible fréquence à 300 °C, les alliages 356Mo présentent une déviation plus large du comportement Masing que l'alliage de base en raison de l'interaction dislocation-dispersoïde plus forte causée par les dispersoïdes. Le comportement d'adoucissement cyclique peut être observé dans les deux alliages mais 356Mo dispose d'une faible vitesse

d'adoucissement qui est confirmé par l'observation de la surface de fracture. Pourtant, une réduction de la durée de fatigue est présentée par 356Mo en raison de la croissance rapide de fissure à l'étape finale de la rupture de fatigue.

ABSTRACT

Light weighting in ground vehicles is considered as one of the most effective strategies to improve fuel economy and reduce anthropogenic environment-damaging, climate-changing and costly emissions. Al-Si cast alloys, as a strategic lightweight metallic material, have been increasingly used in diesel engines due to their high strength-to-weight ratio, good castability and recyclability. However, at high operation temperatures beyond 300°C, the precipitate coarsening in traditional aging-hardened Al-Si cast alloy, such as 319 and 356, leads to severe loss of elevated-temperature mechanical properties. One possible way to overcome this problem is to design thermally stable dispersoids that are able to retain their effectiveness at high temperatures. In order to further improve mechanical properties at elevated temperature, transition alloying elements have been added to base alloy to form dispersoids. Recently, it is reported that Mo can potentially form a large amount dispersoids in Al-Si alloys but no systematic investigation has been focused on the fatigue property of Al-Si alloys with Mo addition. Thus, effort have been put to study the characteristic of Mo addition as well as its influences on mechanical properties, especially on fatigue resistance.

In the first part of work, the effect of Mo addition on the evolution of dispersoids under various heat treatments of Al-Si 356 casting alloy were studied. It can be seen that α -Al(Fe, Mn, Mo)Si dispersoids easily formed in the matrix of the 356 alloy with Mo addition (named as 356Mo) than base alloy free of Mo. Results shows that it is faster for dispersoids to precipitate when solution temperature is higher while the amount drop down after long-time solution due to Ostwald ripening, which confirmed by the evolution of microhardness. The second part of the study investigates the tensile and low-cycle fatigue properties. The Mo-containing alloy exhibited improvement in tensile test at room temperature and at 300°C due to the large amount of nano-scaled dispersoids formed during solution treatment. The yield strength, ultimate tensile strength are increased by 10 MPa and 15 MPa respectively while elongation remain in same level. During the low cycle fatigue test at 300 °C, 356Mo alloys exhibit larger deviation from Masing behavior than the base alloy due to the stronger dislocation-dispersoid interaction caused by dispersoids. Cyclic softening behavior can be observed in both alloy but 356Mo has lower softening rate which is confirmed by fracture surface observation. However, a reduction of fatigue life is presented by 356Mo due to the fast crack growth in the final stage of fatigue failure.

TABLE DES MATIÈRES

<u>RÉSUMÉ</u>	ii
<u>ABSTRACT</u>	iv
<u>TABLE DES MATIÈRES</u>	v
<u>LISTE DES TABLEAUX</u>	viii
<u>LISTE DES FIGURES</u>	viii
<u>REMERCIEMENT</u>	xii
<u>CHAPITRE 1. INTRODUCTION</u>	1
<u>1.1 Contexte</u>	1
<u>1.2 Objectif</u>	5
<u>Références</u>	6
<u>CHAPITRE 2. REVUE DE LITTÉRATURE</u>	8
<u>2.1 Alliages de fonderie Al-Si</u>	8
<u>2.2 Les éléments d'alliage dans l'alliage Al-Si</u>	9
<u>2.2.1 Magnésium</u>	9
<u>2.2.2 Cuivre</u>	12
<u>2.2.3 Fer, manganèse et molybdène</u>	14
<u>2.2.4 Strontium</u>	18
<u>2.3 Les traitements thermiques et mécanismes de renforcement</u>	19
<u>2.3.1 Le traitement en solution</u>	19
<u>2.3.2 La trempe</u>	22
<u>2.3.3 Le vieillissement</u>	23
<u>2.4 Le mécanisme de fatigue et le comportement</u>	29
<u>2.4.1 Le mécanisme de fatigue</u>	29
<u>2.4.2 Le comportement en fatigue à faible fréquence</u>	34
<u>2.4.3 La fatigue dans les composants du moteur Diesel</u>	38
<u>2.5 Sommaire</u>	41

<u>Références</u>	42
<u>CHAPITRE 3. LA PROCÉDURE EXPÉRIMENTALE</u>	47
<u>3.1 La préparation des matériaux</u>	47
<u>3.2 Le traitement thermique</u>	48
<u>3.3 La caractérisation de la microstructure</u>	49
<u>3.3.1 Métallographie</u>	49
<u>3.3.2 L'analyse d'image</u>	49
<u>3.4 Les essais des propriétés mécaniques</u>	51
<u>3.4.1 Les essais de microdureté</u>	51
<u>3.4.2 Les essais de traction</u>	51
<u>3.4.3 Les essais de fatigue à faible fréquence</u>	52
<u>Références</u>	54
<u>CHAPITRE 4. EFFET DE L'ADDITION DE MOLYBDÈNE SUR L'ÉVOLUTION DES DISPERSOÏDES ET LES PHASE</u>	55
<u>4.1 Caractérisation des microstructures</u>	56
<u>4.1.1 La microstructure dans la condition moulée</u>	56
<u>4.1.2 La microstructure dans le traitement en solution</u>	60
<u>4.2 L'évolution des dispersoïdes sous diverses conditions du traitement de solution</u>	65
<u>4.2.1 La solution traitée à 500°C</u>	66
<u>4.2.2 La solution traitée à 520°C</u>	68
<u>4.2.3 La solution traitée à 540°C</u>	71
<u>4.2.4 La solution traitée par 2 étapes</u>	74
<u>4.2.5 La microdureté</u>	76
<u>4.3 Sommaire</u>	79
<u>Références</u>	81
<u>CHAPITRE 5. EFFET DU DISPERSOÏDE α-Al(Fe,Mn,Mo)Si SUR LES PROPRIÉTÉS DE LA TRACTION ET DE FATIGUE À FAIBLE FRÉQUENCE</u>	83
<u>5.1 Les propriétés de traction</u>	84
<u>5.1.1 Les propriétés de traction à température ambiante</u>	84
<u>5.1.2 Les propriétés de traction à 300°C</u>	86
<u>5.2 Les propriétés de la fatigue à faible fréquence</u>	90
<u>5.2.1 Les boucles d'hystérésis</u>	90
<u>5.2.2 La réponse de contrainte-déformation</u>	97
<u>5.2.3 La durée de fatigue et les paramètres</u>	101
<u>5.2.4 La fractographie</u>	105

<u>5.3 Sommaire</u>	109
<u>Références</u>	111
<u>CHAPITRE 6. CONCLUSIONS ET CONSEILS POUR DES RECHERCHES FUTURES</u>	113
<u>6.1 Conclusions</u>	113
<u>6.2 Conseils pour des recherches futures</u>	114

LISTE DES TABLEAUX

<u>Tableau. 3.1 La composition chimique des alliages 356 et 356Mo (wt. %).</u>	47
<u>Tableau. 5.1 Les propriétés de traction des alliages étudiés à température ambiante.</u>	85
<u>Tableau. 5.2 Les propriétés de traction des alliages étudiés à 300°C.</u>	88
<u>Tableau. 5.3 Les paramètres de fatigue pour l'alliage 356 et 356Mo.</u>	103

LISTE DES FIGURES

<u>Fig. 2.1 La phase π-Fe et β-Fe dans les alliages Al-7Si-0.3Mg sous (a) (c) la condition moulée et après le traitement thermique de solution de (b) 30 min à 530°C; (d) 6 h à 530°C. [7]</u>	11
<u>Fig. 2.2 Les images des précipités β' dans le champ noir dans les alliages de coulée Al-Si-Mg après vieillissement. [11]</u>	12
<u>Fig. 2.3 La phase Al_2Cu et la phase Q dans l'alliage Al-8Si-3Cu-0.5Mg sous (a) (c) la condition moulée et après (b) 1 h à 495°C; (d) 3 h à 495°C du traitement thermique de solution. [7]</u>	13
<u>Fig. 2.4 La formation des composés intermétalliques dans l'alliage coulée Al-7Si-0.6Cu-0.3Mg (a) (b) sans et (c) avec l'addition de Mn et de Mo. [16]</u>	16
<u>Fig. 2.5 La suppression de β-Al_5FeSi et la formation de la phase intermétallique α-Al (Fe, Mo) Si avec la morphologie immense après le traitement de solution de 4h à 500°C. [16]</u>	16
<u>Fig. 2.6 Les images de BF-TEM montrent la formation des dispersoïdes dans (a) Al-7Si-0.5Cu-0.3Mg-0.3Mo, (b) Al-7Si-0.5Cu-0.3Mg-0.3Mo-0.15Mn et (c) Al-7Si-0.5Cu-0.3Mg-0.3Mo-0.5Mn après 10 h de traitement en solution à 540°C. [17]</u>	17
<u>Fig. 2.7 Comparaison sur la morphologie de Si dans l'alliage Al-Si hypoeutectique</u>	18
<u>(a) non modifié et (b) 300 ppm Sr-modifié. [19]</u>	18
<u>Fig. 2.8 L'équilibre des forces agissant pendant la résistance des particules au mouvement de dislocation.</u>	24
<u>Fig. 2.9 La particule est (a) cisailée (b) contournée par les dislocations (c) rayon critique auquel la</u>	

<u>résistance maximale se produit.....</u>	25
<u>Fig. 2.10 Répartition du temps en termes de cycles N_i, i ($i = 1, 2, 3, 4$) des quatre phases de fatigue : (1) le durcissement cyclique ou l'adoucissement ; (2) la formation de PFM par glissement ; (3) la formation des fissures macroscopiques ; (4) la croissance de la fissure macro à la rupture, à quatre amplitudes de contrainte sélectionnées S_i [31].....</u>	30
<u>Fig. 2.11 L'apparition de la fissure intergranulaire dans la fatigue à faible fréquence</u>	32
<u>Fig. 2.12 La vue schématique de STADE I-III de fatigue. En condition de LCF, la microfissure du STADE I serait intergranulaire alors qu'elle serait transgranulaire dans le HCF.</u>	34
<u>Fig. 2.13 La relation $\Delta\sigma$-$\Delta\varepsilon$ dans une boucle d'hystérésis.</u>	35
<u>Fig. 2.14 La déformation plastique, élastique et total vs. Les cycles et les boucles d'hystérésis relatives.....</u>	37
<u>Fig. 2.15 La distribution de la température dans un moteur diesel à cinq cylindres.</u>	39
<u>Fig. 2.16 Les mécanismes de contrainte et de dommage pendant le cycle de démarrage/d'arrêt du moteur.</u>	39
<u>Fig. 3.1 Le schéma du traitement de solution (a) isothermique et (b) de deux étapes.</u>	48
<u>Fig. 3.2 La géométrie et la dimension de l'échantillon des essais de la fatigue à faible fréquence.</u>	52
<u>Fig. 4.1 Les microstructures de l'alliage (a) (b) 356 et (c) (d) 356Mo dans la condition moulée. Gain d'amplification: (a)(c) $\times 100$; (b)(d) $\times 500$.....</u>	57
<u>Fig. 4.2 Les images SEM électroniques secondaires et les images rétrodiffusées montrant de différents types des phases intermétalliques formées dans l'alliage moulée (a) (b) 356 et (c) (d) 356Mo.</u>	58
<u>Fig. 4.3 Cartographie en microscopie optique au milieu de la barre d'essai de traction montrant la distribution de la porosité dans (a) 356 and (b) 356Mo.....</u>	59
<u>Fig. 4.4 Les particules Si eutectiques sphéroïdisées dans l'alliage (a) 356 et (b) 356Mo.....</u>	60
<u>Fig. 4.5 Les images SEM rétrodiffusées montrent la similarité des phases intermétalliques traitées thermiquement en solution de l'alliage (a) 356 et (b) 356Mo.....</u>	61
<u>Fig. 4.6 Les images microscopie optique montre que l'alliage 356 contient un petit nombre de dispersoïdes à partir de (a) 2 heures à (b) 24 heures à 500°C quand les dispersoïdes se sont formés dans (c) (d) l'alliage 356Mo après le traitement de solution prolongé à 500°C.....</u>	62
<u>Fig. 4.7(a) (b) Les images MET sur fond clair montrent que les dispersoïdes α-Al(Fe,Mn,Mo)Si se</u>	

<u>sont formés après la solution à 540°C pour 8 heures. (c) (d) Les spectres MET-SDE confirment la composition des dispersoïdes</u>	64
<u>Fig. 4.8 Les images OM montre la précipitation des dispersoïdes lors du traitement à (a) (d) 500°C, (b) (e) 520°C et (c) (f) 540°C pendant 8 heures. (a) (b) (c) l'alliage de base 356 et (d) (e) (f) 356M.</u>	66
<u>Fig. 4.10 La densité du nombre et la taille moyenne des particules de l'alliage 356Mo traitées à 500°C.</u>	68
<u>Fig. 4.11 L'évolution des dispersoïdes pendant le traitement thermique de solution à 520°C pour (a) 2 h, (b) 4 h, (c) 8 h, (d) 12 h et (e) 24 h.</u>	70
<u>Fig. 4.12 La densité numérique et la taille moyenne des particules de l'alliage 356Mo traité à 520°C.</u>	71
<u>Fig. 4.13 L'évolution des dispersoïdes pendant le traitement thermique de solution à 540°C pour (a) 2 h, (b) 4 h, (c) 8 h, (d) 12 h et (e) 24 h.</u>	73
<u>Fig. 4.14 La densité numérique et la taille moyenne des particules de l'alliage Mo traité à 540°C.</u>	74
<u>Fig. 4.15 L'évolution des dispersoïdes pendant le traitement thermique de solution en 2 étapes pour (a) 2 h, (b) 4 h, (c) 8 h et (d) 12 h.</u>	75
<u>Fig. 4.16 La densité numérique et la taille moyenne des particules de l'alliage 356Mo traité en 2 étapes.</u>	76
<u>Fig. 4.17 Les microduretés de Vicker de l'alliage (a) 356 et (b) 356Mo traité dans différentes conditions.</u>	77
<u>Fig. 4.18 La différence entre la microdureté de Vicker (ΔHV) de 356 et 356Mo au cours des traitements en solution à différentes températures.</u>	79
<u>Fig. 5.1 La courbe de contrainte-déformation typique de l'alliage 356 et 356Mo à température ambiante.</u>	85
<u>Fig. 5.2 La surface de fracture de traction de (a)(b) 356 et de (c)(d) 356Mo.</u>	86
<u>Fig. 5.3 La courbe typique de contrainte-déformation de l'alliage 356 et 356Mo à 300°C.</u>	88
<u>Fig. 5.4 La surface de fracture de traction de (a) (b) 356 et de (c) (d) 356Mo. Les défauts moulés sont indiqués par la zone du pointillé rouge.</u>	89
<u>Fig. 5.5 Les boucles d'hystérésis pour l'alliage de base 356 à 300°C, à l'amplitude de déformation de (a) 0.1%, (b) 0.2%, (c) 0.4% et (d) 0.6%.</u>	91

<u>Fig. 5.6 Les boucles d'hystérésis de contrainte-déformation pour l'alliage 356Mo à 300°C, à l'amplitude de déformation de (a) 0.1%, (b) 0.2%, (c) 0.4% et (d) 0.6%.</u>	92
<u>Fig. 5.7 Les boucles d'hystérésis de contrainte-déformation ducycle de moyenne terme pour les alliages 356 et 356Mo à 300°C, à l'amplitude de deformation de (a) 0.1%, (b) 0.2%, (c) 0.4% et(d) 0.6%.</u>	94
<u>Fig. 5.8 Les boucles d'hystérésis de contraint-déformation stables tracées avec le point inférieur apparié pour (a) 356 et (b) 356Mo.</u>	96
<u>Fig. 5.9 La valeur de la contrainte maximale et minimale à de différentes amplitudes de déformation pour (a) 356 et (b) 356Mo.</u>	99
<u>Fig. 5.10 Les traces des équations de Basquin et de Coffin-Mason et l'amplitude de deformation vs. le nombre des cycles à l'échec pour l'alliage (a) 356 et (b) 356Mo.</u>	103
<u>Fig. 5.11 Les images de SEM à faible magnification montrent le site de l'initiation à la porosité. (a) 356-0.2%, (b) 356-0.6%, (c) 356Mo-0.2% et (d) 356Mo-0.6%.</u>	106
<u>Fig. 5.12 Les sriations de fatigue dans (a) 356-0.2%, (b) 356-0.6%, (c) 356Mo-0.2% et (d) 356Mo-0.6%. Un espacement de striation plus étendu peut être observé dans l'alliage de base 356.</u>	108

REMERCIEMENT

Avant tout, je tiens à exprimer mon profond remerciement à mon superviseur, Dr. X.-Grant Chen, pour ses conseils inestimables, ses soutiens, et ses encouragements au cours de mes études à l'Université du Québec à Chicoutimi et pour m'offrir toutes les chances pendant mes études. Je voudrais également remercier sincèrement Dr. Kun Liu et Dr. Mirza Foisal Ahmed pour leurs suggestions et aides dans le cadre du projet et de la thèse. Je remercie Dr. Zhan Zhang pour ses guides et conseils avec SEM et TEM. Remerciez tous les membres du groupe CURAL pour leurs aides lors de mes recherches, surtout à Dany Racine et Pier-Luc Privé pour les supports techniques.

J'aimerais souligner le soutien financier du Conseil de recherches en sciences naturelles et en génie du Canada (CRSNG) et de Rio Tinto Alcan par l'entremise de la chaire de recherche industrielle du CRSNG en métallurgie de la transformation de l'aluminium à l'Université du Québec à Chicoutimi.

Je voudrais exprimer mes remerciements à tous mes amis et collègues pour m'être aidé et encouragé. Finalement, je tiens à présenter ma profonde gratitude à mes parents et à ma fiancée, Siyu CHEN, qui m'a apporté les amours sincères et encouragements.

CHAPITRE 1. INTRODUCTION

1.1 Contexte

Les activités humaines effectuent les influences profondes sur notre environnement. Une part de ces impacts dérive de la fabrication, de l'utilisation et l'élimination des produits fabriqués par les matériaux. Aujourd'hui, la fabrication dépend d'une manière addictive des flux continu des matériaux et de l'énergie. La production primaire des métaux est énergivore. Parmi l'aluminium, le magnésium ainsi que le titane, beaucoup d'entre eux exigent au moins deux fois plus de l'énergie par unité de poids que les polymères généraux [1-3]. En même temps, le transport a représenté approximativement 40% de la croissance des émissions de dioxyde de carbone provenant de tous les secteurs qui consomment de l'énergie depuis 1990 [4]. Selon une estimation de l'Association Mondiale de l'Acier, l'industrie automobile représente environ 12% de la consommation totale de l'acier du monde et ce dernier constitue le matériel essentiel dans la fabrication automobile, représentant à peu près 60% du poids d'un véhicule [5]. Par conséquent, la réduction des émissions de gaz à effet de serre (GES) des véhicules à moteur est un défi majeur pour la politique climatique et le matériau et la conception légers sont considérés comme l'un des moyens les plus efficaces de résoudre ce problème.

Face à la demande d'alléger les voitures, les fabricants ont incorporé une grande

proportion de matériaux plus légers, tels que l'aluminium. L'aluminium constitue le deuxième métal le plus consommé après l'acier dans la société moderne. Grâce à ses propriétés polyvalentes, nous pouvons remarquer une croissance significative de l'utilisation de l'aluminium dans divers domaines, (transport, construction, emballage et génie électrique) au cours des dix dernières années. En Amérique du Nord, la teneur moyenne en aluminium des automobiles a augmenté de 44,3 livres par véhicule entre 2012 et 2015, soit une augmentation de 10 livres par véhicule par rapport à celle entre 2010 et 2012. D'ailleurs, ce volume d'aluminium dans les automobiles devrait passer de 6,6% en 2015 à 26,6% en 2025 [5, 6]. L'économie de l'énergie et la réduction des émissions restent toujours une préoccupation majeure pour le développement durable des industries de l'aluminium et de l'automobile [7, 8].

L'aluminium a été largement utilisé dans la production des transmissions, des boîtes de vitesse, des châssis et des carrosseries de voiture. Il a déjà commencé à remplacer la fonte qui est destinée à la production des blocs-cylindres, des culasses, des carters d'huile et des tuyaux d'admission. L'exigence principale de ces applications est que les alliages d'aluminium disposent d'une bonne coulabilité, d'une bonne conductibilité thermique et qu'ils sont capables de résister aux forces mécaniques à température élevée. De plus, les composants sont exposés à de fortes contraintes mécaniques dues aux vibrations du moteur et aux charges de dilatation thermique des inserts ferreux, ceux qui risquent de causer une défaillance de la fatigue thermique [9].

En conséquence, l'amélioration des propriétés à température élevée, y compris la résistance et la résistance à la fatigue, fait l'objet de la principale préoccupation des industries. Pour atteindre cette objective, l'une des méthodes les plus souvent appliquées est d'additionner des éléments d'alliage, qui forment des précipités après un traitement thermique approprié (traitements de solution et de vieillissement). Les recherches sont axées sur l'optimisation des alliages les plus souvent utilisés A356 et A319 pour former les sédiments de β -Mg₂Si et de θ -Al₂Cu. Cependant, la plupart d'entre eux grossira ou même se dissoudra à haute température, conduisant à la diminution importante de la résistance à la température élevée, puis aboutissant à la fatigue mécanique thermique et l'initiation de la crique. De ce fait, l'amélioration de la résistance de la fatigue à haute température a généré un très large intérêt. D'autre part, le dispersoïde est considéré comme l'un des mécanismes de renforcement les plus efficaces à haute température parce qu'il est stable même à température élevée [10].

Mo, en tant que formateur de dispersoïde, est capable de former un grand nombre de dispersoïdes stables métallurgiques dans les alliages d'Al-Si de fonderie même avec une faible addition. Au sein de la matrice Al, Mo forme des dispersoïdes α -Al (Fe, Mo) Si dans les régions interdendritiques au cours du traitement thermique en solution à température élevée. De plus, l'addition de Mo ensemble avec Mn peut produire des effets de combinaison qui sont aptes à augmenter la fraction volumique des dispersoïdes

distribués uniformément en vue de comportement de partition contraire pendant la solidification déséquilibrée. Pourtant, peu de recherches ont été effectuées sur les études systématiques des dispersoïdes contenant du Mo pendant le traitement thermique et leur influence sur la résistance à la fatigue à haute température.

1.2 Objectif

L'objectif général de ce projet est d'étudier les effets de Mn et de Mo à travers les formations des dispersoïdes ainsi que leur influence sur le comportement en fatigue thermomécanique et isothermique dans les alliages de coulée Al-Si-Mg. Pour atteindre cet objectif, nous avons mené plusieurs recherches comme suit:

- Étudier les effets de Mn et/ou Mo à travers les formations des dispersoïdes dans les alliages de coulée Al-Si (wt. %) et comment ils peuvent améliorer le renforcement de dispersoïde en étudiant la microstructure de différents alliages modifiés.
- Développer et optimiser un système du traitement thermique pour offrir les meilleurs et les plus nombreux dispersoïdes afin de réaliser le meilleur effet de renforcement en analysant la microstructure des alliages avec différents traitements thermiques.
- Évaluer l'influence du dispersoïde sur les propriétés mécaniques à température élevée en effectuant divers essais, y compris l'essai de traction, l'essai de fatigue isothermique et de fatigue thermique mécanique.

Références

- [1] Ashby, M. F. (2012). *Materials and the environment: eco-informed material choice*. Elsevier.
- [2] van Berkel, R. (2007). Cleaner production and eco-efficiency. *The International Handbook of Environmental Technology Management*, 67-93.
- [3] Holdren, J. P., & Ehrlich, P. R. (1974). Human Population and the Global Environment: Population growth, rising per capita material consumption, and disruptive technologies have made civilization a global ecological force. *American scientist*, 62(3), 282-292.
- [4] Samaras, C., & Meisterling, K. (2008). Life cycle assessment of greenhouse gas emissions from plug-in hybrid vehicles: implications for policy.
- [5] Team, T. (2015). Trends in Steel Usage in the Automotive Industry. *Forbes*, 20 March.
- [6] Liu, G., & Müller, D. B. (2012). Addressing sustainability in the aluminum industry: a critical review of life cycle assessments. *Journal of Cleaner Production*, 35, 108-117.
- [7] Norgate, T. E., Jahanshahi, S., & Rankin, W. J. (2007). Assessing the environmental impact of metal production processes. *Journal of Cleaner Production*, 15(8), 838-848.
- [8] Organization for Economic Co-operation and Development. (2009). *Energy*

technology transitions for industry: strategies for the next industrial revolution.

OECD Publishing.

- [9] Cole, G. S., & Sherman, A. M. (1995). Lightweight materials for automotive applications. *Materials characterization*, 35(1), 3-9.
- [10] Starke, E. A., & Sanders, T. H. (1986). *Aluminum alloys: their physical and mechanical properties: papers presented at the International Conference held at the University of Virginia, Charlottesville, Virginia, 15-20 June 1986* (Vol. 3). Engineering Materials Advisory Services.

CHAPITRE 2. REVUE DE LITTÉRATURE

2.1 Alliages de fonderie Al-Si

L'aluminium est le troisième élément abondant de la croûte terrestre et le métal le plus abondant et il constitue environ 8% de la croûte en masse. L'aluminium est le métal non-ferreux le plus souvent utilisé. La production totale d'aluminium et ses coulées en 2016 est de 58.89 millions tonnes. En tant que matériau de construction structurelle, l'aluminium a fait des progrès considérables par rapport aux autres alliages traditionnels. Un des avantages est que l'aluminium pèse plus léger, environ 1/3 du poids du fer, de l'acier, du cuivre ou du laiton. En même temps, à travers un alliage et un traitement appropriés, l'aluminium et ses alliages sont disponibles dans diverses forces. Certains alliages d'aluminium ont même une limite conventionnelle d'élasticité de 700MPa, qui est plus forte que des aciers. Les alliages d'aluminium dotent d'autres avantages tels que la résistance à la corrosion, la conductibilité thermique et électrique, et l'habilité recyclable. D'ailleurs, l'aluminium peut être facilement fabriqué dans une variété de formes comme feuille, tranche, profilé, barre, tuyau et fil. Il fait preuve aussi de l'usinabilité et la plasticité excellentes dans la flexion, la coupe et l'étirage. Donc, l'aluminium est considéré comme le meilleur matériau pour l'extrusion complexe aux tolérances serrées.

En tant qu'élément principal de l'alliage, l'alliage d'aluminium et de Si forme un

genre de matériau qui sert de la part la plus significative pour tout matériau de coulée. Les applications récentes de ces alliages sont consacrées particulièrement aux demandes économiques et environnementales, c'est-à-dire la demande des composants légers dans les secteurs automobiles et aéronautiques.

Une de ces applications est la fabrication du bloc-cylindres du moteur avec l'alliage Al-Si. Ce bloc fonctionne sous les contraintes mécaniques et thermiques cycliques en un mouvement relatif avec les autres parts du moteur. Par conséquent, en plus de la résistance à la haute fatigue et à l'abrasion, le matériau du bloc-cylindres du moteur doit disposer d'une bonne plasticité et une bonne usinabilité. Pour un tel objectif, les alliages Al-Si comme 356 ont déjà servi à produire le bloc-cylindres du moteur grâce au taux haut du poids sur force [1, 2].

2.2 Les éléments d'alliage dans l'alliage Al-Si

2.2.1 Magnésium

La solubilité du magnésium dans l'aluminium peut atteindre 17.4 wt. % à 450°C. Ajouter le magnésium dans les alliages de coulée Al-Si est pour but d'induire un durcissement structural à travers la précipitation des particules Mg_2Si . La teneur de Mg dans les alliages commerciaux 356 est de 0.3 à 0.4 wt. %. En général, plus de Mg

augmente la limite d'élasticité en diminuant la ductilité et la ténacité à la rupture [3, 4]. À part son effet principal sur le potentiel de durcissement structural, Mg réduit la température eutectique et rend la structure eutectique de Si plus hétérogène [5]. Dans la microstructure moulée des alliages de coulée Al-Si, les phases comprenant Mg qui peuvent se former au cours de la solidification sont Mg_2Si et la phase $\pi\text{-Fe}$.

La limite d'élasticité maximale augmente avec la teneur de Mg jusqu'au moment où la concentration du magnésium atteint $\sim 0.6 \text{ wt. \%}$ [6]. En même temps, les phases $\pi\text{-Fe}$ se transformeront en $\beta\text{-Fe}$ après le traitement de solution mais cette phase est stable dans une haute concentration de Mg et elle ne peut pas dissolu complètement, ce qui indique qu'une part de Mg est limitée par la phase $\pi\text{-Fe}$ et qu'il ne sera pas capable de former les précipités et causer ainsi la chute de la force.

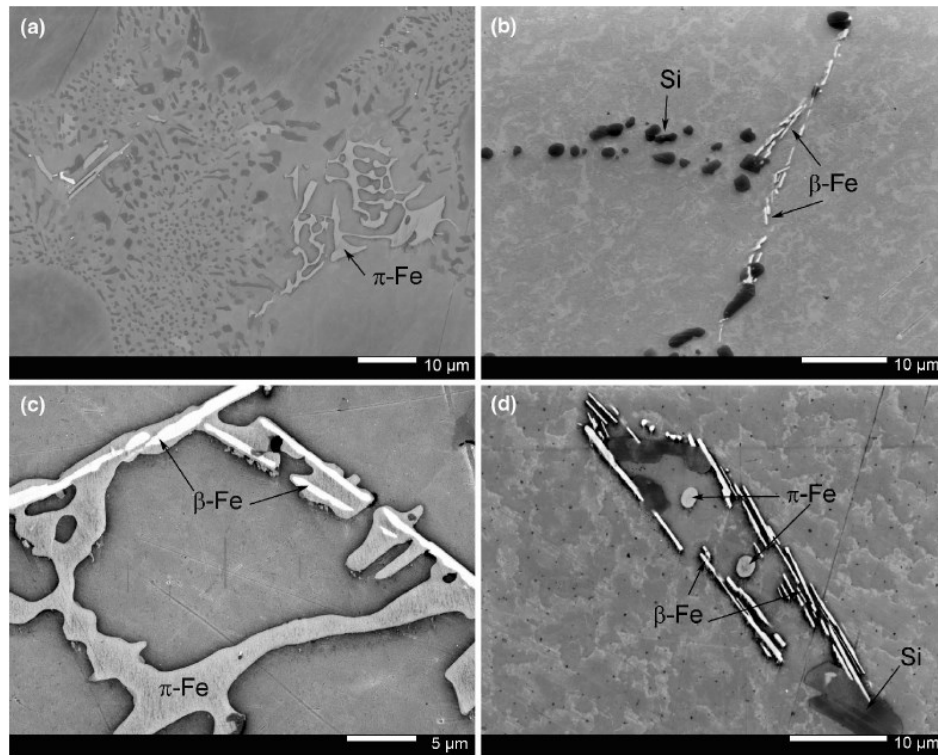


Fig. 2.1 La phase π -Fe et β -Fe dans les alliages Al-7Si-0.3Mg sous (a) (c) la condition moulée et après le traitement thermique de solution de (b) 30 min à 530°C; (d) 6 h à 530°C. [7]

D'après les études précédentes, la séquence de précipitation dans l'alliage Al-Si-Mg au cours du traitement thermique devrait être : [8-10]

Agrégat de l'atome de Si ou de Mg \rightarrow Dissolution d'agrégat de Mg \rightarrow

Formation de co-agrégat de Mg/Si \rightarrow zones de GP-I \rightarrow

zones de GP-II /précipités de β'' \rightarrow précipités de β'' \rightarrow précipités de β -Mg₂Si

La précipitation commence par la formation des zones Guinier Preston (G.P) sphériques contenant un enrichissement des atomes de Mg et de Si. Avec la marche du temps, ces

zones s'allongent dans la $[100]$ direction de matrice et forment une phase aciculée cohérente de β'' . Ces anguilles se développent avec le temps en bâton semi-cohérent (la phase de β') et finalement en phase β non-cohérente sous forme de plaquettes.

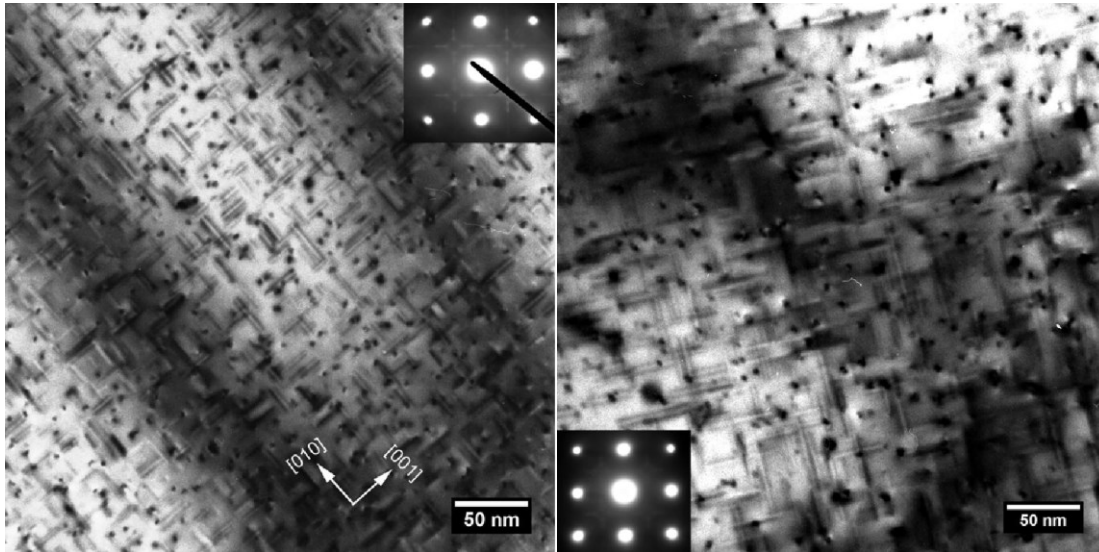


Fig. 2.2 Les images des précipités β' dans le champ noir dans les alliages de coulée Al-Si-Mg après vieillissement. [11]

2.2.2 Cuivre

Le cuivre dans une solution solide d' α -Al avec une solubilité équilibrée maximale de 5.65 wt. % à 548°C. L'addition du cuivre dans les alliages Al-Si augmente la capacité du traitement thermique, favorisant une croissance faible de la fluidité de l'alliage et abaissant la température eutectique de Si de $\sim 1.8^\circ\text{C}$ par 1 wt.% du cuivre ajouté. En conséquence, d'une part, l'addition du cuivre augmente la gamme de solidification de l'alliage ; d'autre part, elle facilite la condition de la formation de la porosité [12].

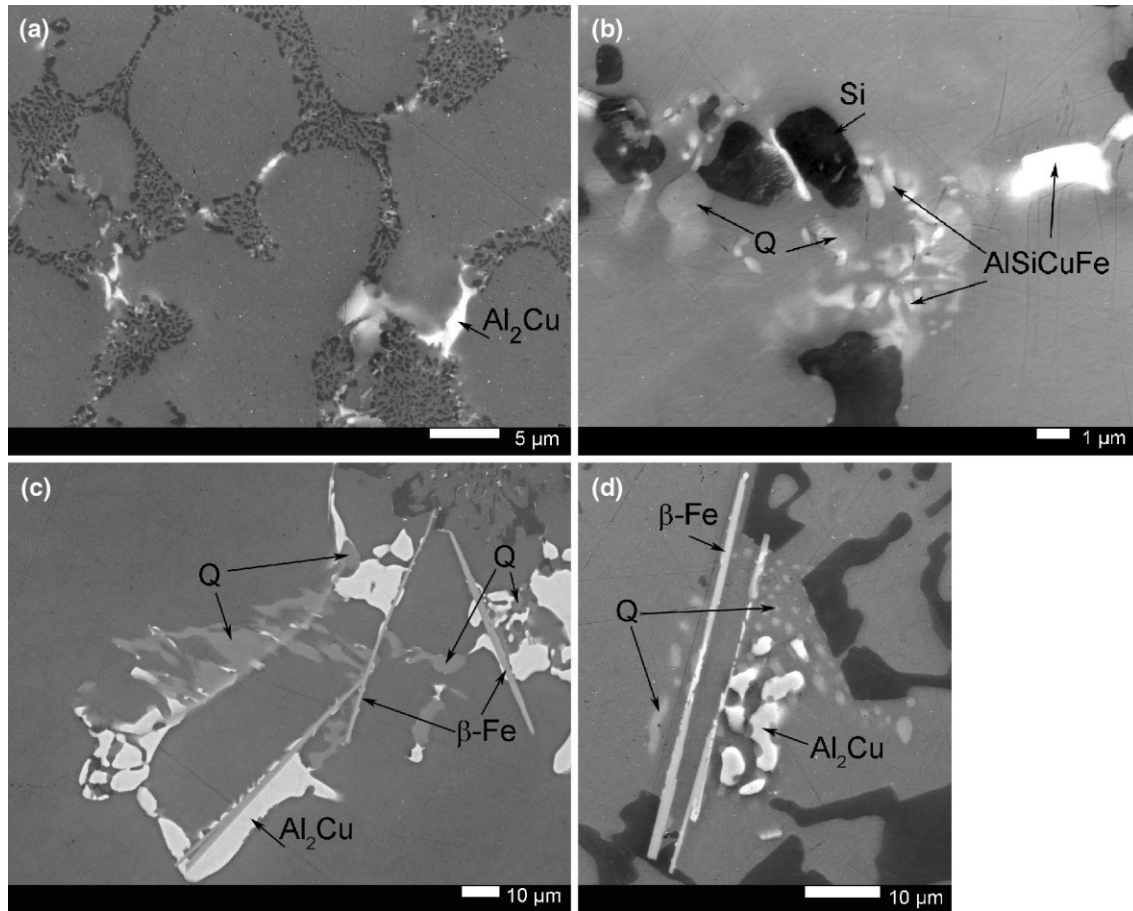


Fig. 2.3 La phase Al_2Cu et la phase Q dans l'alliage $Al-8Si-3Cu-0.5Mg$ sous (a) (c) la condition moulée et après (b) 1 h à $495^\circ C$; (d) 3 h à $495^\circ C$ du traitement thermique de solution. [7]

Bon nombre des personnes et des groupes ont fait les études sur la solidification de la phase Al_2Cu . Dans la condition moulée, la phase Al_2Cu , qui peut être présente dans diverses morphologies, commence sa nucléation sur les plaques de $\beta-Fe$ ou sur les particules brutes eutectiques de Si pendant la dernière étape de solidification. Quand le cuivre est ajouté légèrement, par exemple 0.5 wt.%, l'alliage se comporte comme celui d' $Al-Si-Mg$ et les phases Mg_2Si et $\pi-Fe$ sont formées avec les traces d' Al_2Cu et les

phases Q- $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Cu}_2$ [13]. La phase Al_2Cu est présente sous forme d' Al_2Cu massif, d'eutectique ($\text{Al}-\text{Al}_2\text{Cu}$) et des particules petites dans l'eutectique de Si. La plupart du cuivre est limité par la phase Al_2Cu dans la condition coulée, qui se dissout pendant le traitement thermique de solution. Certains des Cu sont limités dans la phase Q et les phases contenant Fe, qui sont plus stables. Deux types de phases Q ayant différentes morphologies ont été étudiés et rapportés. L'un possède une morphologie ressemblant à un script avant la phase Al_2Cu , l'autre dans un eutectique complexe avec les particules Si et Al_2Cu à température basse [7]. Il est possible que Q ne puisse pas dissoudre complètement au cours du traitement de solution, c'est-à-dire que certains Mg ne seront pas libérés.

2.2.3 Fer, manganèse et molybdène

La solubilité du fer est très faible dans les alliages d'aluminium et le fer tend à former les phases intermétalliques, telles que les phases $\beta\text{-Fe}$ en plaque cassante et la phase $\pi\text{-Fe}$ massif ou ressemblant à un script.

Quand Mn est présent avec Fe dans l'alliage coulé Al-Si, il existe une tendance accrue à la formation de la phase $\alpha\text{-Al (Fe, Mn) Si}$. La substitution de la phase $\alpha\text{-Al (Fe, Mn) Si}$ pour la phase $\beta\text{-Fe}$ améliore significativement les propriétés mécaniques, notamment la ductilité [14]. En général, le ratio du Mn sur Fe de ~ 0.5 est suffisant afin de

promouvoir une complète substitution de α pour β pendant les conditions de coulée typiques et commerciales. D'ailleurs, la teneur de Fe auquel se forment les particules de la phase α -Al (Fe, Mn) Si préeutectique ou les plaques β -Fe dépend de celle de Si. Plus de Si, moins de demandes de Fe pour former la phase α -Al(Fe, Mn)Si [15].

L'addition de Mo supprime la formation de la phase intermétallique cassante β -Al₅FeSi et favorise la formation de la phase intermétallique α -Al (Fe, Mo) Si massif dans la microstructure coulée, améliorant ainsi le taux d'allongement de 34% à la température de 300°C [16]. La faible diffusivité de Mo dans Al ($2.3 \times 10^{-26} \text{ m}^2\text{s}^{-1}$ à 300°C) et la solubilité solide limitée (~0.25 wt.% à la température péritectique, 660°C), qui réduit rapidement avec la diminution de la température, rend possible la formation de dispersoïde qui peut bloquer efficacement les dislocations dans les intérieurs des grains dendritiques et améliorer les propriétés mécaniques. Avec l'addition de Mo, une grande quantité des dispersoïdes Al (Fe, Mo) Si à l'échelle nanométrique ont précipité pendant le traitement de solution dans l'alliage Al-7Si-0.5Cu-0.3Mg, qui étaient thermiquement stable après une exposition durable à température élevée et maintenaient leurs effets de renforcement [16].

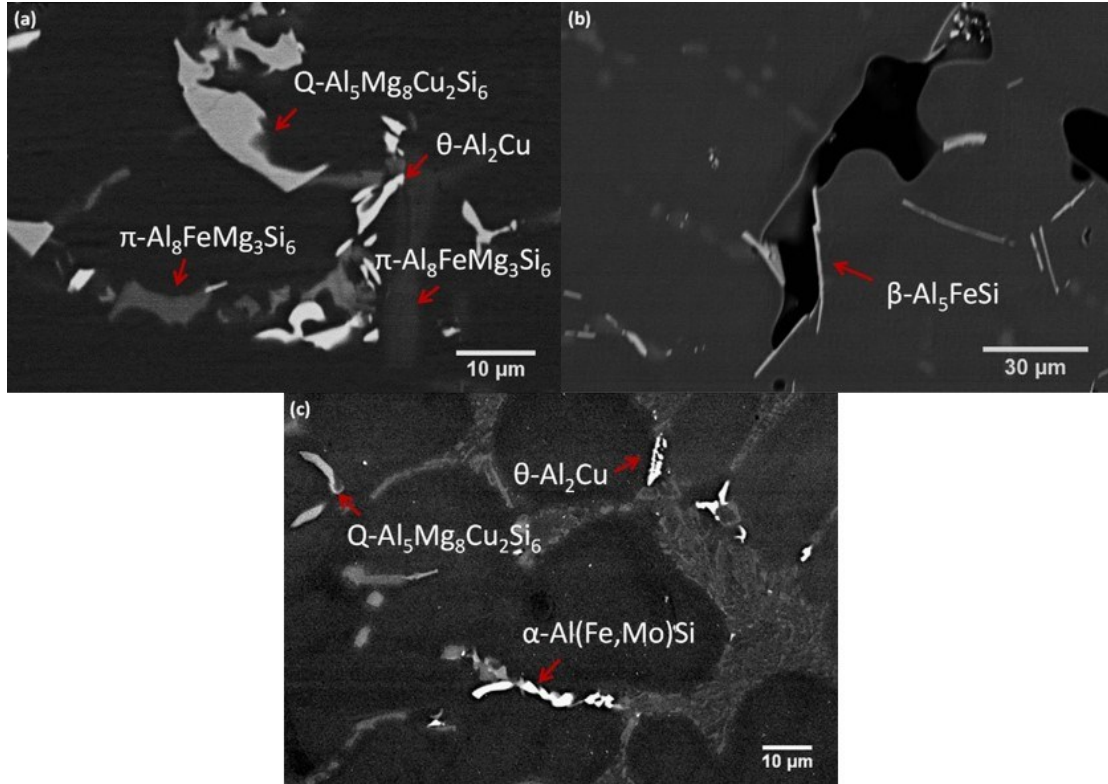


Fig. 2.4 La formation des composés intermétalliques dans l'alliage coulé Al-7Si-0.6Cu-0.3Mg (a) (b) sans et (c) avec l'addition de Mn et de Mo. [16]

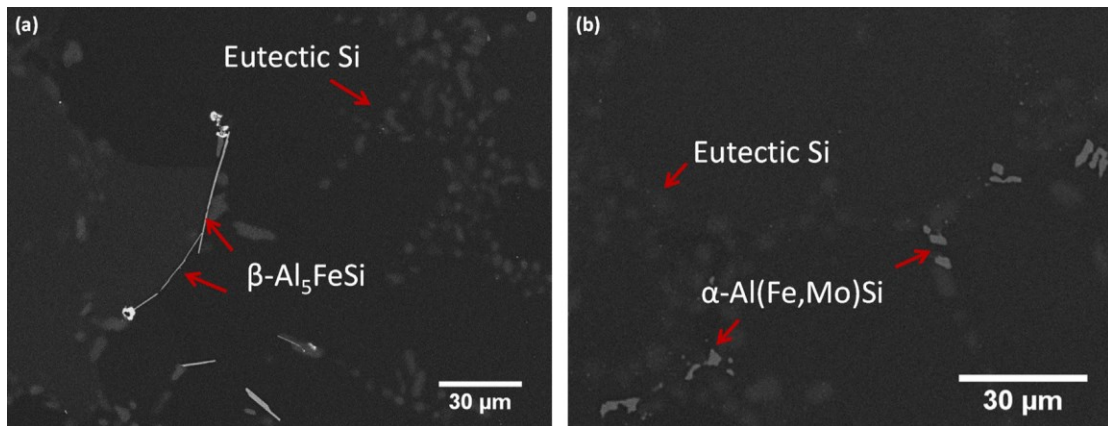


Fig. 2.5 La suppression de $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ et la formation de la phase intermétallique $\alpha\text{-Al(Fe,Mo)Si}$ avec la morphologie immense après le traitement de solution de 4h à 500°C.

[16]

Les combinaisons de Mo et de Mn forment une grande quantité de dispersoïdes uniformément distribués dans la matrice d'Al en raison du comportement de partition contraire ($k_{\text{Mo}} > 1$ vs. $k_{\text{Mn}} < 1$) durant la solidification non équilibrée. Mo (sans Mn) forme les dispersoïdes cohérents $\alpha\text{-Al(Fe, Mo)Si}$ avec un réseau cristallin de BCC, qui se situent souvent dans les zones interdendritiques. L'addition subséquente de Mn augmente la quantité des dispersoïdes en substituant les atomes de Fe. L'addition combinée conduit aussi à plus de distribution uniforme des dispersoïdes en éliminant les zones non dispersoïdes interdendritiques. Le nombre des dispersoïdes par unité de région augmente avec l'addition de Mn, quand la taille moyenne des dispersoïdes diminue [17].

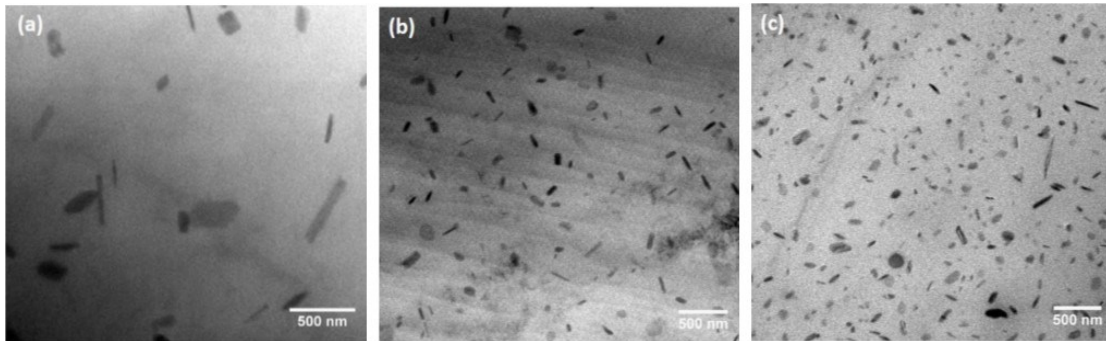


Fig. 2.6 Les images de BF-TEM montrent la formation des dispersoïdes dans (a) Al-7Si-0.5Cu-0.3Mg-0.3Mo, (b) Al-7Si-0.5Cu-0.3Mg-0.3Mo-0.15Mn et (c) Al-7Si-0.5Cu-0.3Mg-0.3Mo-0.5Mn après 10 h de traitement en solution à 540°C. [17]

2.2.4 Strontium

Le strontium est un élément très efficace pour modifier la morphologie du silicium d'aciculaire à lamellaire ou fibreuse [18]. On n'arrive pas encore à parvenir à un consensus dans la littérature quant au niveau requis de strontium pour atteindre un degré satisfait de la modification eutectique du silicium dans les différents alliages. Des nombres de 50 à 600 ppm ont été conseillés. Cette large gamme peut être attribuée aux variations dans des chimies de fusion, les méthodes de traitement et les vitesses de solidification. À propos du changement de la morphologie de Si, Sr sert aussi à modifier le type des phases Cu. L'addition du strontium favorise une augmentation du type massif de Al_2Cu .

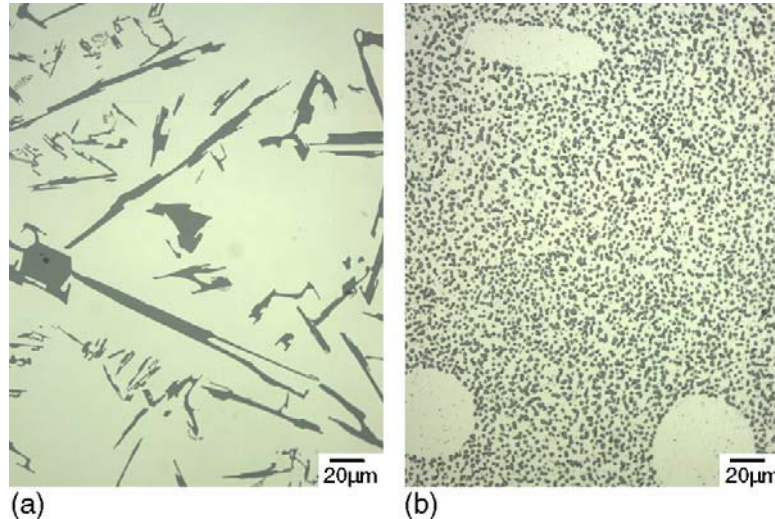


Fig. 2.7 Comparaison sur la morphologie de Si dans l'alliage Al-Si hypoeutectique

(a) non modifié et (b) 300 ppm Sr-modifié. [19]

2.3 Les traitements thermiques et mécanismes de renforcement

Les propriétés mécaniques des alliages de coulée Al-Si dans la condition moulée dépendent presque complètement de la composition et du procédé de moulage. Pour but d'obtenir les propriétés mécaniques souhaitées qui peuvent s'appliquer à différents types d'applications, diverses méthodes de traitement thermique, combinant différentes températures et durées, sont offertes et mis en oeuvre dans les alliages de coulée Al-Si en vue de former diverses précipitations. Fondamentalement, ils impliquent trois étapes : le traitement en solution, le processus de trempe et le durcissement par vieillissement.

2.3.1 Le traitement en solution

Un traitement en solution est réalisé à haute température proche de la température eutectique de l'alliage. Le traitement en solution est pour but de (1) dissoudre les phases contenant Cu et/ou Mg qui se sont formées au cours de la solidification ; (2) homogénéiser les éléments de l'alliage et préparer la précipitation des phases de renforcement ; (3) sphéroïdiser les particules Si eutectiques et améliorer la ductilité de l'alliage. La température du traitement en solution est limitée par la concentration du Cu et du Mg dans l'alliage en raison de la fusion initiale possible de la phase formée finalement pendant le processus de solidification et est riche en éléments de soluté grâce à la ségrégation.

Les alliages de coulée Al-Si-Mg peuvent être traités en solution à 540-550°C [20], tandis que le traitement en solution en deux étapes est généralement appliqué dans l'alliage moulé Al-Si-Mg-Cu avec la température de première étape à ~ 500°C en raison des phases contenant Cu à un point faible de fusion, de 505 à 519°C en fonction de la teneur en Mg [21]. Conformément aux recherches précédentes, les particules β -Mg₂Si et θ -Al₂Cu sont relativement faciles à se dissoudre, tandis que les particules π -Al₈Mg₃FeSi₆ et de Q-Al₅Mg₈Cu₂Si₆ sont difficiles à se dissoudre, ou à se transformer en état solide [22]. Les phases contenant Fe sont difficiles à dissoudre que la phase α -Al₁₅(Fe,Mn)₃Si₂ n'est pas influencée pratiquement par le traitement en solution lorsque les plaquettes β -Al₅FeSi se fragmentent et se dissolvent petit à petit après une longue durée à température élevée [23]. Les atomes incapables de dissoudre au cours du traitement en solution sont indisponibles pour le durcissement par précipitation après le vieillissement.

La dissolution de la phase Mg₂Si est un processus rapide en raison du coefficient élevé de la diffusion de Mg dans Al à la température du traitement en solution (1.9×10^{-13} m²/s à 500°C [24]). Quant aux phases contenant Fe, la concentration de Mg est plus faible, la transformation de la phase π -Fe à la phase β -Fe engage plus rapide. Au contraire, ce processus n'enclenchera pas ou même renversera dans le cas où la concentration de Mg est supérieure à 0.5 wt. % [6, 13, 25].

Quand les atomes séparent des particules brutes formées pendant la solidification, ils libèrent à travers la matrice pour diminuer le gradient de la concentration, formant ainsi une solution solide homogène. La durée nécessaire pour homogénéiser le moulage est déterminée par la nature des atomes diffusés, la température du traitement de la solution (la vitesse de la diffusion) ainsi que la distance de la diffusion donnée par la grosseur de la microstructure qui est mesuré généralement par l'espacement des bras secondaires dendritiques (EBSD) [25].

Comme nous avons mentionné ci-dessus, le Silicium eutectique effectua une influence importante sur les propriétés mécaniques de l'alliage. Des méthodes supérieures de moulage ainsi que des modifications chimiques ont déjà sert à fournir les particules Si de morphologie fibreuse, qui sont beaucoup plus faciles et rapides à se fragmenter et se sphéroïdiser au cours du traitement en solution [7]. La température de la solution, la taille initiale et la morphologie des particules Si ont une influence sur le temps de sphéroïdisation de ces particules. 3-6 h à 540°C est le moment optimal pour l'alliage Sr-modifié de moulage en sable A356 alors que l'alliage avec une microstructure plus fine demande moins de temps [20].

Les alliages Al-Si contenant Cu ne peuvent pas être traité en solution à la même température élevée comme les alliages contenant seulement Mg à cause du risque de fusion des phases Cu. Cependant, une basse température ne satisfait pas à la fonction du

traitement en solution parce que les éléments de l'alliage et les lacunes ne dissoudront pas complètement ou n'atteindront pas le niveau souhaité et il existe moins de sphéroïdisation des particules de Si. Sokolowski et al. [26] ont fait les études sur la possibilité de profiter d'un traitement de solution en deux étapes. L'alliage est d'abord traité en solution à basse température, 495°C pour 8 h, afin de dissoudre les particules contenant Cu, puis la température s'élève à 520°C pour 2 h pour but d'obtenir une concentration homogène des éléments de l'alliage. Cette procédure favorise une augmentation de la résistance à la fois de la ductilité.

2.3.2 La trempe

L'objectif de la trempe est de congeler le soluté dans la matrice et d'obtenir une solution solide super-saturée et de fournir la préparation suffisante pour la précipitation. La cinétique de précipitation dépend du degré de la supersaturation et de la vitesse de diffusion, qui se varient avec la température de manière opposée. Les vitesses maximales de la nucléation et de la croissance arrivent à une température critique, entre 200 et 450°C pour la plupart des alliages d'aluminium. Moins longue la durée dans cette région, moins la possibilité que la précipitation se produise. Le taux de trempe a également un effet sur les propriétés mécaniques, qui ont été étudiées par de nombreux chercheurs.

2.3.3 Le vieillissement

Le vieillissement se produit à température ambiante (vieillissement naturel) ou à température élevée entre 150 et 210°C (vieillissement artificiel) en fonction des composants de l'alliage. L'objectif du vieillissement est d'obtenir une distribution uniforme des petits précipités, qui améliorent significativement les propriétés de l'alliage, notamment la résistance. Comme nous avons mentionné ci-dessus, la séquence de la précipitation commence par la formation des zones GP. Puis les précipités métastables, cohérents ou semi-cohérents, forment dans la matrice. Les précipités métastables devraient entrer la nucléation dans les zones GP s'ils ont atteint une taille critique, ou de façon homogène dans la matrice, ou de façon hétérogène sur les dislocations ou d'autres défauts du réseau. Les précipités métastables se développent en vieillissement croissant à travers la diffusion des atomes de la solution solide supersaturée aux précipités. Lorsque la supersaturation diminue, les précipités continuent à augmenter en accord avec le mûrissement d'Ostwald. Le processus est poussé par la réduction de l'énergie superficielle, donc les précipités plus gros grossissent et les plus petits dissolvent. Quand les précipités se développent, le strain cohérent augmente jusqu'au moment où la force de liaison interfaciale est dépassée et les précipités deviennent non-cohérents. La dernière étape pour la formation de la séquence de précipitation est la phase équilibrée non-cohérente. La procédure de la précipitation ne nécessite pas de suivre la séquence ci-dessus, elle peut également commencer par une étape intermédiaire, en fonction de

l'histoire thermique de ce matériau (température du vieillissement naturel et artificiel, vitesse du chauffage etc.).

Le durcissement par précipitation s'appuie sur la formation des particules fines, qui empêche le mouvement des dislocations dans un réseau cristallin. Puisque les dislocations sont souvent les supports principaux de la plasticité, elles servent à durcir le matériau. La force est déterminée par la taille et la distribution des précipités, par la cohérence des précipités avec la matrice. Les forces appliquées à une dislocation mobile dans un alliage dur par précipitation sont présentées dans Fig 2.8.

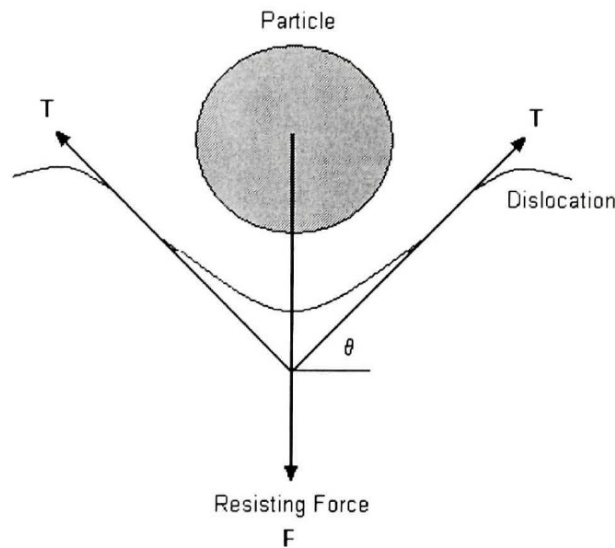


Fig. 2.8 L'équilibre des forces agissant pendant la résistance des particules au mouvement de dislocation.

La relation entre la ligne de tension de la dislocation et la force de résistance de la particule peut être conclue comme:

$$F = 2T \sin \theta \quad (2.1)$$

L'amplitude de la force de résistance contrôle la séquence des événements. Si la particule est si dure que F peut être supérieure à $2T$, la dislocation contournera la particule par la boucle d'Orowan. Sinon, la particule sera cisailée et la dislocation traversera.

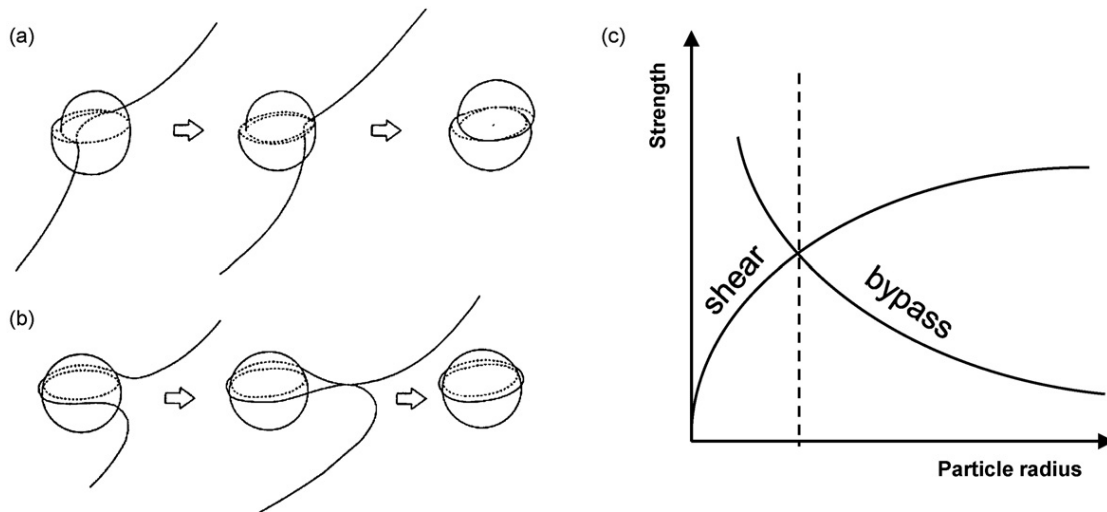


Fig. 2.9 La particule est (a) cisailée (b) contournée par les dislocations (c) rayon critique auquel la résistance maximale se produit.

L'équation d'Orowan peut décrire la relation entre la contrainte appliquée aux particules dures et la déformation de dislocation:

$$\Delta \tau = Gb/L \quad (2.2)$$

Ici, $\Delta \tau$ est la croissance de la limite d'élasticité en raison de la particule, G est le module

de cisaillement, b est l'amplitude du vecteur de Burger, et la valeur de L est souvent considérée comme la distance entre les particules qui sont disposées à la grille carrée dans la face de glissement.

Quand la particule est « molle », il existe des effets qui peuvent être impliqués dans l'élévation du niveau de la contrainte nécessaire pour le rendement plastique. A. Kelly *et al.* ont développés une équation qui s'applique au renforcement des failles d'empilement [27].

$$\Delta\tau = 2(\gamma/b)^{3/2}/(bTL)^{1/2} \quad (2.3)$$

Ici, γ est l'énergie de la limite antiphase, la limite résultant de l'effet désordonné de la dislocation pénétrante, et r est le rayon moyen de la particule de la face de glissement. Le T variable est la tension de ligne libre de la dislocation dans une matrice isotropique. Cette équation indique une croissance de résistance lors de la diminution de la taille de la particule.

Dans le cas du durcissement par contrainte de cohérence, la dislocation interagit avec le champ de déformation de cohérence dans la matrice autour de la particule. Il peut être conclu comme:

$$\Delta\tau = 4G\varepsilon^{3/2}(rf/b)^{1/2} \quad (2.4)$$

Le strain désadapté ε est la dilation fractionnelle de réseau cohérent sans tenir compte du signe et f est la fraction volumique des particules. Ce processus dépend non seulement

des propriétés matricielles et la caractéristique géométrique de la dispersion, mais aussi de la nature de la particule précipitée [28].

Les précipités de durcissement structural dans les alliages d'Al sont largement utilisés pour améliorer la résistance à température ambiante. Mais ils souffrent de l'effet du mûrissement d'Ostwald, qui entraîne au grossissement des précipités à température élevée. En conséquence, l'état de fonctionnement d'un moteur diesel (300°C, 20-30 MPa) entraînera la perte de l'effet de renforcement des précipités et conduira à une défaillance latente ou de la fatigue. Ainsi, designer un précipité fin et stable thermiquement qui peut maintenir leur efficacité à haute température devient une méthode optionnelle pour développer les applications de l'alliage d'Al à température élevée. Similaire au renforcement des précipités, le renforcement des dispersoïdes améliore l'alliage par la présence des petites particules de seconde phase uniformément distribuées dans la matrice initiale. La limite d'élasticité de tel alliage sous les conditions du vieillissement peut être présentée par la loi classique des mélanges comme [29]:

$$YS = \sigma_i + \sigma_{ss} + \sigma_{GB} + \sigma_{DIS} \quad (2.5)$$

Ici, σ_i est la sollicitation à l'abrasion, σ_{ss} est la résistance de la solution solide, σ_{GB} lie à la relation Hall-Petch, et σ_{DIS} représente le renforcement de dispersion qui est liée à l'interaction des dislocations avec les précipités. A température élevée, les précipités de durcissement structural intradendritique sont gros et non-cohérents (non-cisaillable). Par conséquent, des précipités et des dispersoïdes contournent par les mécanismes de pontage des dislocations (mécanisme d'Orowan) peuvent être dominants. L'augmentation de la

limite d'élasticité en raison du mécanisme d'Orowan est de [30]:

$$\sigma_{DIS} = M0.4G_{Al}b\ln(\pi R/2b)/\pi\lambda\sqrt{(1-\nu)} \quad (2.6)$$

Ici, M est le facteur de Taylor, b est l'amplitude du vecteur de Burger, ν et G sont le ratio de Poisson et le module de cisaillement pour Al, R est le rayon moyen du précipité et λ est l'espacement interparticulaire. On peut arriver à une conclusion de l'équation (2.6) que la croissance de la limite d'élasticité par la dispersion de durcissement dépend de la taille, la distribution ainsi que l'espacement interparticulaire de la particule (qui s'appuie sur la fraction volumique des particules). Par conséquent, des dispersoïdes fins et denses sont nécessaires pour un durcissement par dispersion efficace.

2.4 Le mécanisme de fatigue et le comportement

2.4.1 Le mécanisme de fatigue

En général, le processus global de fatigue peut être identifié comme quatre phases fondamentales qui sont capables de dominer et caractériser le phénomène de fatigue:

1. Le processus de durcissement cyclique ou d'adoucissement
2. L'activation d'un système de flux plastique élémentaire avec une nucléation des dommages sous la forme des pores et des noyaux de fissures de taille submicroscopique qui coalescent les fissures microscopiques formées appelées aussi petites fissures mécaniques (PFM).
3. La coalescence de PFM dans la fissure macroscopique
4. Le développement de fatigue de la fissure macro jusqu'à la défaillance

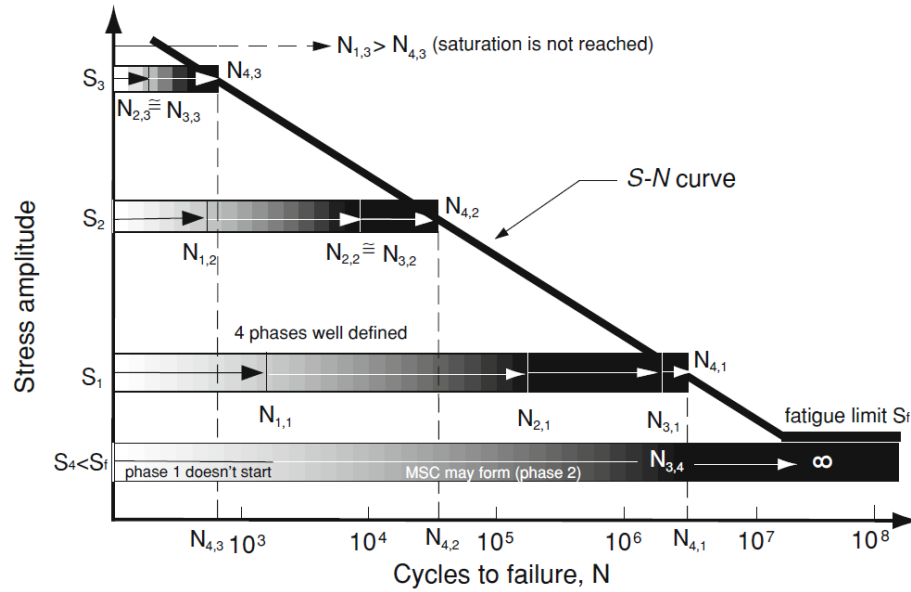


Fig. 2.10 Répartition du temps en termes de cycles $N_{i,j}$ ($i = 1, 2, 3, 4$) des quatre phases de fatigue : (1) le durcissement cyclique ou l'adoucissement ; (2) la formation de PFM par glissement ; (3) la formation des fissures macroscopiques ; (4) la croissance de la fissure macro à la rupture, à quatre amplitudes de contrainte sélectionnées S_j [31]

La durée de chaque phase est très variable et dépend de l'amplitude de contrainte à laquelle elle se produit. Dans le domaine du cyclique bas, la première phase du durcissement cyclique ou de l'adoucissement devrait finir par des centaines de cycles ou même ne finirait pas car la défaillance de fatigue surgit en premier. C'est le cas où la saturation ne se produit jamais. Dans ce cas-là, les dommages commencent immédiatement après la première application de la charge et la phase 2 de la nucléation des dommages et de la formation de PFM coïncide en pratique avec la phase 3 de la coalescence du PFM dans une fissure macro.

Lorsque la haute résistance est obtenue par les précipités cohérents bloquant la formation des lignes de glissement et le plastique flux, comme dans les alliages d'aluminium, l'adoucissement devrait se produire par la démolition continue de ces blocs dont les constituants sont finalement dissous et réarrangés dans le réseau cristallin [32, 33]. Sous les strains cycliques, les précipités perdent leurs cohérences et se dissolvent en réseau, diminuant ainsi leurs capacités à bloquer les dislocations. Les dislocations commencent à mieux bouger les coupes parmi les précipités, possèdent maintenant une taille plus petite et distribuent plus sur la face de glissement, changeant complètement la structure dure originale. Pour le moment, il est possible de surgir le glissement sur les faces cristallinographiques, ce qui a été contourné avant. C'est là que les plastiques flux se concentrent et deviennent non-homogènes et localisés fortement à l'intérieur des monocristaux. Il produit une sorte de matériau composite contenant une matrice dure, qui se comporte encore élastiquement, et d'une lame de matériau souple où le plastique flux se développe sans aucun obstacle conduisant à l'adoucissement du métal.

Une fois la phase 1 de durcissement cyclique ou d'adoucissement terminé, la phase 2 commence par le glissement plastique localisé. Sous la fatigue à faible fréquence, l'amplitude du strain et de la contrainte atteint ou dépasse la limite élastique du matériau. Par conséquent, c'est toute la section de l'échantillon qui souffre de la déformation plastique macroscopique mais non seulement la surface. Les lignes et les bandes de glissement segmentaires disparaissent maintenant, qui a intéressé les grains à surface

unique plus orientés sous la fatigue à haute fréquence.

Maintenant aucun grain dans l'échantillon ne subit des glissements plastiques importants et continus. Dans ces conditions, les fissures de fatigue se développent avec les joints des grains, qui sont beaucoup plus durs que les grains et moins possibles de déformer. Ils n'arrivent pas à s'habituer à la déformation des cristaux en raison de leur rigidité. La demande répétée de la déformation par les grains, cycle par cycle, entraîne à une formation des fissures microscopiques le long des joints des grains [31].

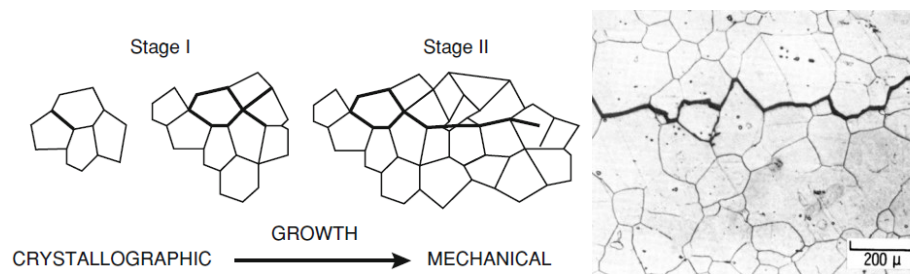


Fig. 2.11 L'apparition de la fissure intergranulaire dans la fatigue à faible fréquence

Après la nucléation de la fissure, son développement peut être divisé en 3 étapes contenant les phases 2-4 que nous avons mentionnées ci-dessus. Au Stade I, la microfissure se développe le long des joints des grains et elle est ainsi intergranulaire. Au stade de fatigue, la croissance est déterminée par des facteurs métallurgiques, tels que les inclusions, les deuxième phases, les interphases métallurgiques, et les joints de grains etc., qui devraient bloquer ou retarder la croissance des microfissures parce qu'ils disposent d'une taille comparable. Une fois qu'il devient suffisamment long, environ

deux ou trois grains, il est directement poussé par la charge externe et devrait développer dans une face normale à la charge appliquée (le stade II) ou continuer sa croissance de façon intergranulaire si l'amplitude de la contrainte est suffisamment haute. La vitesse de croissance des fissures au début du stade II est du même ordre que celle de la croissance finale du stade I, qui est d'environ 10^{-7} - 10^{-6} mm/cycle, mais bientôt il s'élèverait à 10^{-2} - 10^{-1} mm/cycle avec la longueur de la fissure croissant, en fonction de la charge appliquée.

En se développant au stade II, la fissure de fatigue soustrait la zone à la section transversale résistante qui devient de plus en plus surchargée, amorçant ainsi le dernier stade ou le stade III de la fatigue. Maintenant, la fatigue est poussée de nouveau par un effort de cisaillement, mais cette fois la croissance ne se fait pas sur les faces métallographiques, mais le long des joints de grains persistants. À ce stade, la surcharge peut devenir trop élevée pour provoquer une rupture rapide de fossette toujours alimentée par des contraintes de cisaillement qui ouvrent, agrandissent et rejoignent les pores (fossettes) autour des inclusions. Les caractéristiques de cette étape sont les lèvres de cisaillement, qui sont les signes visibles de la rupture ductile.

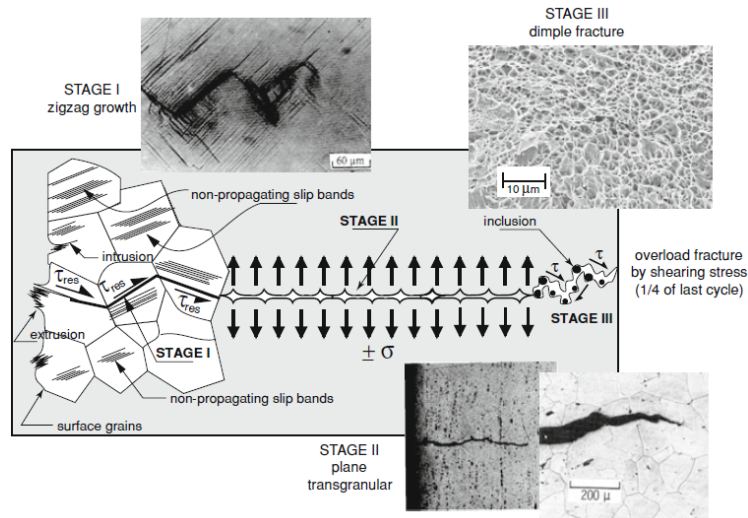


Fig. 2.12 La vue schématique de STADE I-III de fatigue. En condition de LCF, la microfissure du STADE I serait intergranulaire alors qu'elle serait transgranulaire dans le HCF.

2.4.2 Le comportement en fatigue à faible fréquence

Dans la région de la fatigue à faible fréquence, les déformations plastiques sont les facteurs dominants. Même si la plupart des composants servent à fonctionner sous les contraintes qui restent élastiques, les concentrations de la contrainte sont capables de fournir une composante de déformation plastique non-négligeable. Ce matériau sous les contraintes cycliques subit une boucle d'hystérésis qui devrait non seulement changer ses propriétés mais aussi initier une microfissure presque immédiatement, de sorte que les méthodes d'analyse sur la déformation sont considérées aussi comme des estimations de durée de vie [31].

Dans la boucle d'hystérésis, une relation contrainte-déformation a été développée pour caractériser différentes parties de la boucle. La déformation totale ε_a peut être considérée comme la somme d'une composante élastique ε_e et plastique ε_p :

$$\varepsilon_a = \varepsilon_e + \varepsilon_p$$

$$= \sigma_a/E + \varepsilon_p \quad (2.7)$$

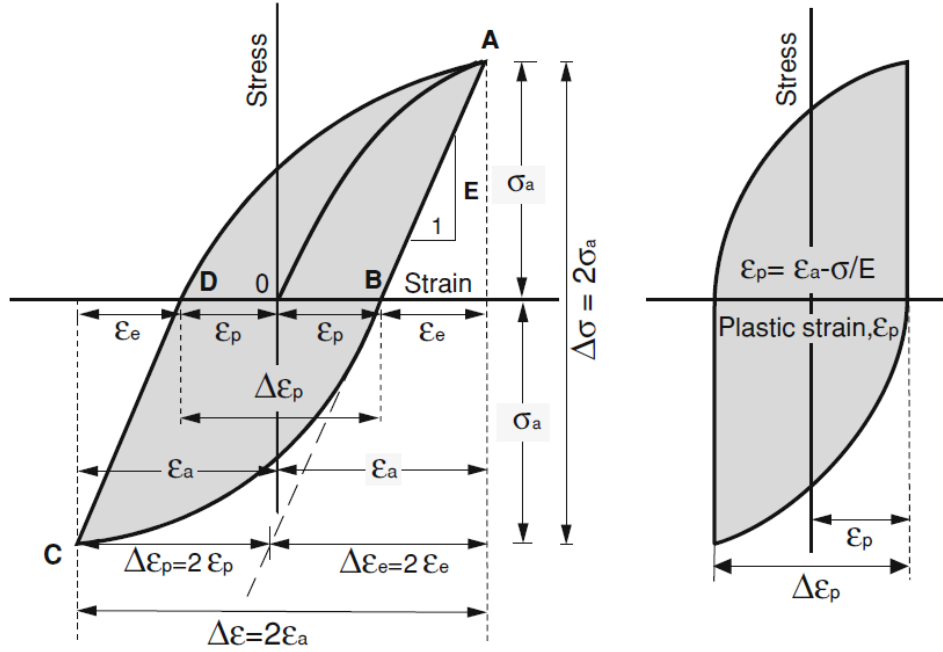


Fig. 2.13 La relation $\Delta\sigma$ - $\Delta\varepsilon$ dans une boucle d'hystérésis.

Par conséquent, la composante élastique peut être calculée à partir de la contrainte totale, même si elles sont très petites. Si l'amplitude de déformation plastique est tracée dans une échelle log-log en fonction de l'amplitude de la contrainte, on obtient généralement une relation linéaire (ligne).

$$\Delta\sigma_a/2 = K'(\Delta\varepsilon_p/2)^{n'} \quad (2.8)$$

Ici K' est une sorte de module plastique baptisé le module ou le coefficient de la

résistance cyclique et un exposant de durcissement de la contrainte cyclique. Puis l'équation (2.7) peut être décrite comme:

$$\varepsilon_a = \sigma_a/E + (\sigma_a/K')^{(1/n')} \quad (2.9)$$

Une fois que l'expression analytique de la boucle d'hystérésis a été dérivée, l'étape suivante consiste à déduire l'équation de l'ensemble de la courbe ε -N ou de la courbe S-N. Pour atteindre cet objectif, il est nécessaire de séparer les deux composants de la déformation, l'une élastique et l'autre plastique. Basquin a trouvé une relation de loi de puissance avec un cycle d'échec N :

$$\varepsilon_{a,e}E = \sigma_{a,e} = \sigma_f'(2N)^b \quad (2.10)$$

Ici $\varepsilon_{a,e}$, est l'amplitude de déformation élastique, E est le module de Young, $\sigma_{a,e}$ est l'amplitude de contrainte élastique, N est la durée à $\sigma_{a,e}$, σ_f' est le coefficient de résistance à la fatigue égale à la contrainte de la fracture monotone et b est un exposant de la résistance de fatigue. σ_f' et b sont tous les propriétés de fatigue du matériau [34].

Manson et Coffin ont trouvé respectivement que le composant plastique de la déformation cyclique état lié aux cycles de vie N par une fonction de loi de puissance, connue sous le nom de la relation Manson-Coffin:

$$\varepsilon_{a,p} = \varepsilon_f'(2N)^c \quad (2.11)$$

Ici $\varepsilon_{a,p}$ est l'excursion de déformation plastique, ε_f' est le coefficient de ductilité de fatigue et c est un exposant de ductilité de fatigue, tous deux étant les propriétés matérielles [34].

ε_f' représente le contrainte à laquelle la rupture se produit sous la charge monotone.

En profitant de la courbe élastique de Basquin et de la courbe plastique de Manson-Coffin, il est possible maintenant de résoudre la S-N, qui devient une courbe ϵ_a -N en ses composants élastiques et plastiques, donnés respectivement par l'équation (2.10) et (2.11):

$$\epsilon_a = \sigma_f' (2N)^b / E + \epsilon_f' (2N)^c \quad (2.12)$$

Le point de transition N_t se situe à l'endroit où les composants élastiques et plastiques se croisent. Au-dessus de N_t , c'est la composante élastique de la déformation qui domine et contrôle la durée de vie en fatigue du matériau alors qu'au-dessous de N_t , c'est la déformation plastique prédomine. Ça veut dire qu'au-dessus de N_t , la fatigue à haute fréquence est le mode de la défaillance dominant et la ligne de Basquin est capable de représenter le comportement de fatigue S-N du matériau. Au-dessous de N_t , c'est le cas contraire. La fatigue à faible fréquence constitue le mode de la défaillance du matériau et la relation Mason-Coffin basée sur l'amplitude de déformation est nécessaire. Dans les environs de N_t , il est nécessaire de tenir compte des différents composants [31].

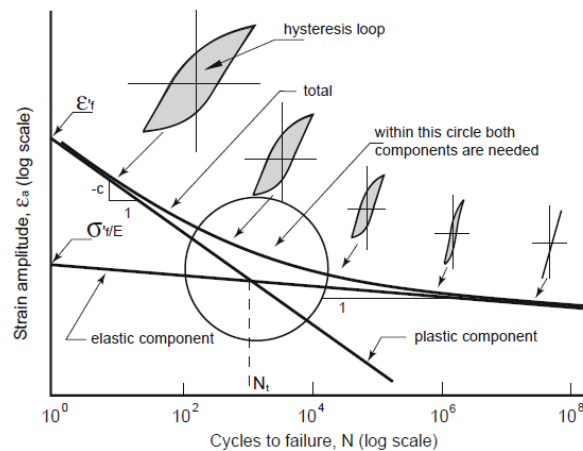


Fig. 2.14 La déformation plastique, élastique et totale vs. Les cycles et les boucles

d'hystérésis relatives.

2.4.3 La fatigue dans les composants du moteur Diesel

Le moteur Diesel fonctionne en régime permanent et transitoire. Les composants du moteur sont exposés aux contraintes mécaniques hautes et cycliques, dues aux vibrations du moteur et à la haute température de fonctionnement (300°C) [35]. L'échec de ces composants est souvent causé par la rupture de la fatigue dans des zones critiques. En général, il est convaincu que les composants du moteur sont soumis à plusieurs types de fatigue, y compris la fatigue à faible fréquence, la fatigue à haute fréquence ainsi que la fatigue thermique [36].

La fatigue mécanique est générée par la contrainte dans une chambre de combustion pendant les cycles de fonctionnement. A la faible température relative (120-170°C), la fatigue à haute fréquence est considérée plus générale quand la fatigue à faible fréquence se produit à haute température relative (300°C) dans des zones à paroi mince où le refroidissement est limité, telle que les régions intervalvules montrées dans la Fig. 2.15.

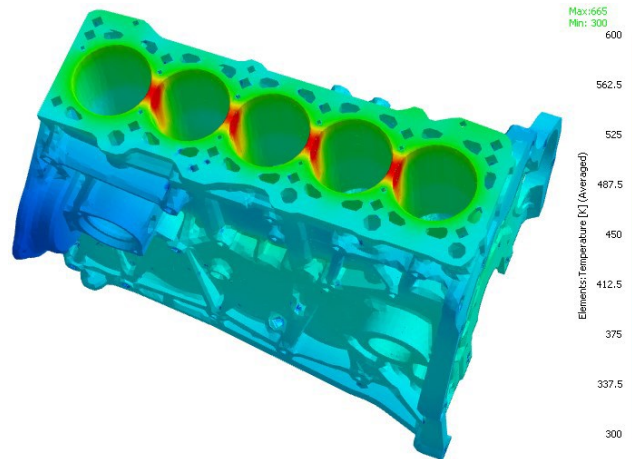


Fig. 2.15 La distribution de la température dans un moteur diesel à cinq cylindres.

Pendant le processus de réchauffement ou de refroidissement, un gradient de la température est généré entre la surface et l'intérieur du composant, qui crée la contrainte de compression ou de traction locale. En conséquence, la fissure de fatigue peut se produire en raison des contraintes répétées et localisées causées par le fonctionnement du moteur et par le gradient de température au cours du cycle de démarrage ou d'arrêt.

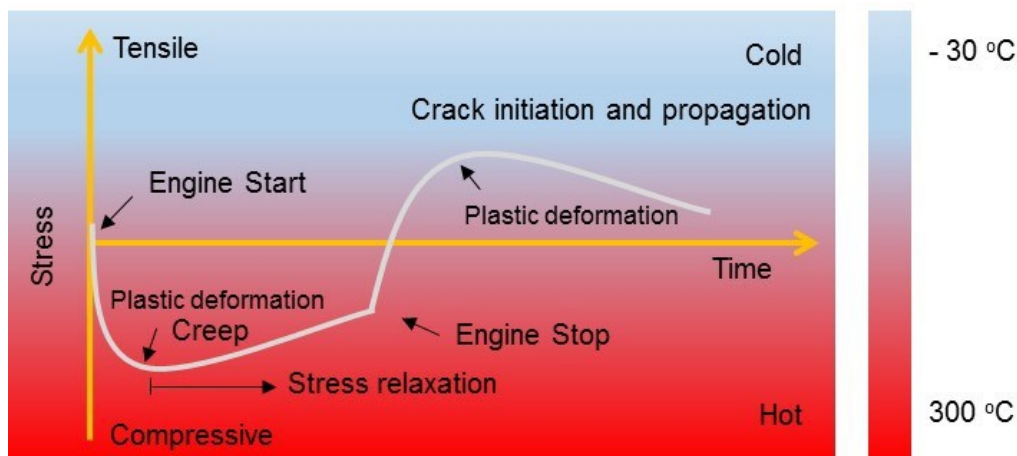


Fig. 2.16 Les mécanismes de contrainte et de dommage pendant le cycle de démarrage/d'arrêt du moteur.

Basé sur l'alliage de coulée Al-7Si, Mg et Cu ont été ajouté afin d'améliorer la résistance à température élevée par des précipités après les traitements thermiques de T6 ou de T7, appelés respectivement A356 et A319. L'addition de Cu dans l'alliage A356 conduit à la formation des deux phases riches en Cu et le niveau bas de Fe maintient la formation minimale des intermétalliques cassants contenant Fe, qui assure la haute ductilité de la famille de l'alliage A356. D'autre part, les alliages A319 font preuve d'une haute résistance à température élevée. En conséquence, on a déjà fait des efforts de deux manières différentes afin de développer les alliages du moteur diesel : améliorer la résistance des alliages A356 en maintenant la ductilité ou améliorer la ductilité des alliages A319 en maintenant la résistance.

2.5 Sommaire

On a déjà mené des recherches nombreuses sur l'alliage de coulée 356 de durcissement-vieillissement. Des éléments d'alliage ont été étudiés et optimisés, le cuivre a été ajouté dans l'alliage A356 (Al-7Si-0.3Mg) largement utilisé afin de former des précipités $Q\text{-Al}_5\text{Mg}_8\text{Cu}_2\text{Si}_6$ et $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$. Malheureusement, l'instabilité des précipités de durcissement-vieillissement conduira à une forte chute de résistance avec l'augmentation de la température, puis à la fatigue thermomécanique ainsi qu'à l'initiation des fissures. En ce qui concerne l'auteur, les études sur le comportement en fatigue à faible fréquence et la résistance de l'alliage de coulée 356 modifié avec Mn et Mo sont encore très limitées dans la littérature. En conséquence, on s'est attaché plus de l'attention sur l'amélioration de la résistance de fatigue à température élevée.

Références

- [1] Ye, H. (2003). An overview of the development of Al-Si-alloy based material for engine applications. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 12(3), 288-297.
- [2] Massalski, T. B., Okamoto, H., Subramanian, P. R., Kacprzak, L., & Scott, W. W. (Eds.). (1986). *Binary alloy phase diagrams* (Vol. 1, No. 2). Metals Park, OH: American society for metals.
- [3] Murali, S., Raman, K. S., & Murthy, K. S. S. (1992). Effect of magnesium, iron (impurity) and solidification rates on the fracture toughness of Al-7Si-0.3Mg casting alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 151(1), 1-10.
- [4] Kashyap, K. T., Murali, S., Raman, K. S., & Murthy, K. S. S. (1993). Casting and heat treatment variables of Al-7Si-Mg alloy. *Materials science and technology*, 9(3), 189-204.
- [5] Joenoes, A. T., & Gruzleski, J. E. (1991). Magnesium effects on the microstructure of unmodified and modified Al-Si alloys. *Cast Metals*, 4(2), 62-71.
- [6] Taylor, J. A., StJohn, D. H., Barresi, J., & Couper, M. J. (2000). Influence of Mg content on the microstructure and solid solution chemistry of Al-7% Si-Mg casting alloys during solution treatment. In *Materials science forum* (Vol. 331, pp. 277-282). Trans Tech Publications.
- [7] Sjölander, E., & Seifeddine, S. (2014). Optimization of solution treatment of cast Al-

- 7Si-0.3 Mg and Al-8Si-3Cu-0.5Mg alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 45(4), 1916-1927.
- [8] Edwards, G. A., Stiller, K., Dunlop, G. L., & Couper, M. J. (1998). The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys. *Acta materialia*, 46(11), 3893-3904.
 - [9] Zhang, D. L. (1996). Precipitation of excess silicon during heat treatment of cast Al-7wt% Si-0.4 wt% Mg alloy. In *Materials Science Forum* (Vol. 217, pp. 771-776). Trans Tech Publications.
 - [10] Paz, J. F. H. (2003). Heat treatment and precipitation in A356 aluminum alloy.
 - [11] Mohamed, A. M. A., & Samuel, F. H. (2012). A review on the heat treatment of Al-Si-Cu/Mg casting alloys. *Heat Treatment, Rijeka, Croatia, InTech Science*, 229-246.
 - [12] Shabestari, S. G., & Moemeni, H. (2004). Effect of copper and solidification conditions on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 153, 193-198.
 - [13] Dons, A. L. (2001). The Alstruc homogenization model for industrial aluminum alloys. *Journal of light metals*, 1(2), 133-149.
 - [14] Narayanan, L. A., Samuel, F. H., & Gruzleski, J. E. (1994). Crystallization behavior of iron-containing intermetallic compounds in 319 aluminum alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 25(8), 1761-1773.
 - [15] Caceres, C. H., Svensson, I. L., & Taylor, J. A. (2003). Strength-ductility behaviour of Al-Si-Cu-Mg casting alloys in T6 temper. *International Journal of Cast Metals Research*, 15(5), 531-543.

- [16] Farkoosh, A. R., Chen, X. G., & Pekguleryuz, M. (2015). Dispersoid strengthening of a high temperature Al-Si-Cu-Mg alloy via Mo addition. *Materials Science and Engineering: A*, 620, 181-189.
- [17] Farkoosh, A. R., Chen, X. G., & Pekguleryuz, M. (2015). Interaction between molybdenum and manganese to form effective dispersoids in an Al-Si-Cu-Mg alloy and their influence on creep resistance. *Materials Science and Engineering: A*, 627, 127-138.
- [18] Djurdjevic, M., Stockwell, T., & Sokolowski, J. (1999). The effect of strontium on the microstructure of the aluminium-silicon and aluminium-copper eutectics in the 319 aluminium alloy. *International Journal of Cast Metals Research*, 12(2), 67-73.
- [19] Dahle, A. K., Nogita, K., McDonald, S. D., Dinnis, C., & Lu, L. (2005). Eutectic modification and microstructure development in Al-Si Alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 413, 243-248.
- [20] Shivkumar, S., Ricci, S., Keller, C., & Apelian, D. (1990). Effect of solution treatment parameters on tensile properties of cast aluminum alloys. *Journal of Heat Treating*, 8(1), 63-70.
- [21] Samuel, F. H. (1998). Incipient melting of $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Cu}_2$ and Al_2Cu intermetallics in unmodified and strontium-modified Al-Si-Cu-Mg (319) alloys during solution heat treatment. *Journal of Materials Science*, 33(9), 2283-2297.
- [22] Moustafa, M. A., Samuel, F. H., & Doty, H. W. (2003). Effect of solution heat treatment and additives on the microstructure of Al-Si (A413.1) automotive

- alloys. *Journal of Materials Science*, 38(22), 4507-4522.
- [23] Crowell, N., & Shivkumar, S. (1995). Solution Treatment Effects in Cast Al-Si-Cu Alloys (95-107). *Transactions of the American Foundrymen's Society*, 103, 721-726.
 - [24] Gale, W. F., & Totemeier, T. C. (Eds.). (2003). *Smithells metals reference book*. Butterworth-Heinemann.
 - [25] Sjölander, E., & Seifeddine, S. (2010). The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(10), 1249-1259.
 - [26] Sokolowski, J. H., Sun, X. C., Byczynski, G., Northwood, D. O., Penrod, D. E., Thomas, R., & Esseltine, A. (1995). The removal of copper-phase segregation and the subsequent improvement in mechanical properties of cast 319 aluminium alloys by a two-stage solution heat treatment. *Journal of Materials Processing Technology*, 53(1-2), 385-392.
 - [27] Kelly, A., & Fine, M. E. (1957). The strength of an alloy containing zones. *Acta Metallurgica*, 5(7), 365-367.
 - [28] Gladman, T. (1999). Precipitation hardening in metals. *Materials science and technology*, 15(1), 30-36.
 - [29] Kim, J. H., Lee, M. G., Kim, D., & Wagoner, R. H. (2011). Micromechanics-based strain hardening model in consideration of dislocation-precipitate interactions. *Metals and Materials International*, 17(2), 291.
 - [30] Knipling, K. E., Seidman, D. N., & Dunand, D. C. (2011). Ambient-and high-temperature mechanical properties of isochronally aged Al-0.06 Sc, Al-0.06 Zr and

Al-0.06 Sc-0.06 Zr (at.%) alloys. *Acta Materialia*, 59(3), 943-954.

- [31] Milella, P. P. (2012). *Fatigue and corrosion in metals*. Springer Science & Business.
- [32] Clark, J. B., & McEvily, A. J. (1964). Interaction of dislocations and structures in cyclically strained aluminum alloys. *Acta Metallurgica*, 12(12), 1359-1372.
- [33] Baxter, W. J., & McKinney, T. R. (1988). Growth of slip bands during fatigue of 6061-T6 aluminum. *Metallurgical Transactions A*, 19(1), 83-91.
- [34] Campbell, F. C. (Ed.). (2008). *Elements of metallurgy and engineering alloys*. ASM International.
- [35] Garat, M., & Laslaz, G. (2007). Improved aluminum alloys for common rail diesel cylinder heads. *AFS Transactions*, 115, 89-96.
- [36] Riedler, M., Leithner, H., Prillhofer, B., Winter, G., & Eichlseder, W. (2007). Lifetime simulation of thermos-mechanically loaded components. *Meccanica*, 42(1), 47-59.

CHAPITRE 3. LA PROCÉDURE EXPÉRIMENTALE

3.1 La préparation des matériaux

Les alliages expérimentaux ont été préparés avec l'aluminium commercial pur (99.7%), Mg pur (99.9%), les alliages mères Al-50%Si, Al-25%Mn, Al-50%Cu, Al-10%Sr et Al-5%Ti-1%B. Deux alliages expérimentaux, appelés respectivement 356 (Al-7Si-0.35Mg-0.6Cu-0.2Mn, alliage de base, désigné comme 356) et 356Mo (Al-7Si-0.35Mg-0.6Cu-0.2Mn-0.3Mo, désigné comme 356Mo). Tous les alliages ont été modifiés par 120 ppm de Sr.

Les alliages mères ont été fondus et remués pour homogénéiser dans un creuset en argile-graphite à 780 ° C dans un four à résistance électrique avec l'atmosphère protectrice. Après 30 minutes de dissolution des éléments de l'alliage et 15 minutes de dégazage avec du gaz Ar de haute pureté, les alliages sont coulés dans un moule permanent préchauffé (400 °C) pour obtenir des éprouvettes cylindriques pour l'essai de traction et de fatigue et l'étude de microstructure. Les compositions chimiques sont présentées dans la Table 3.1.

Tableau. 3.1 La composition chimique des alliages 356 et 356Mo (wt. %).

Alloy	Si	Cu	Mg	Mn	Fe	Ti	Sr	Mo	Al
356	7.27	0.60	0.34	0.206	0.109	0.21	0.0113	-	Bal.
356Mo	6.99	0.61	0.38	0.219	0.111	0.23	0.0111	0.3	Bal.

3.2 Le traitement thermique

Les échantillons coulés ont été traités thermiquement dans diverses conditions. Un four à chambre à circulation d'air chauffé électriquement a été utilisé pour les traitements thermiques. Les traitements en solution ont été réalisés en deux types. Le traitement de solution isothermique : le trempage de 2/4/8/12/24 heures à 500°C/520°C/540°C respectivement comme indiqué dans la Fig. 3.1(a). Le traitement de solution en deux étapes : le trempage de 4 heures à 500°C suivis par 2/4/8/12 h à 540°C afin d'éviter une fusion possible des phases contenant Cu, comme la Fig. 3.1(b). Tous les échantillons ont ensuite été trempés dans l'eau à température ambiante après le traitement en solution. Le processus du vieillissement a été effectué à 200 ° C pendant 5 heures pour remplir un T7.

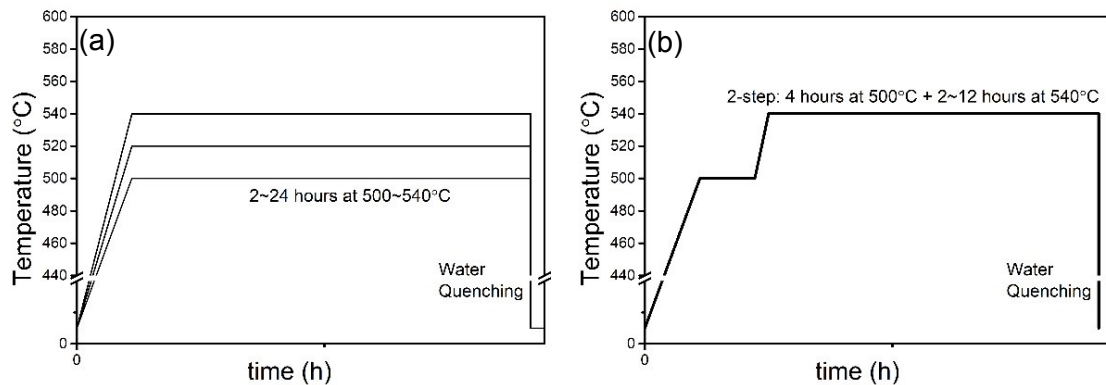


Fig. 3.1 Le schéma du traitement de solution (a) isothermique et (b) de deux étapes.

3.3 La caractérisation de la microstructure

Les échantillons de test métallographiques et mécaniques sont préparés selon les procédures suivantes.

3.3.1 Métallographie

Tous les échantillons métallographiques pour la caractérisation microstructurale utilisant un remplisseur de poudre de graphite conducteur ont été découpés et montés. Puis, les échantillons ont été broyés avec une série de papiers de sable de SiC (#120, #240, #320 et #500) avec un lubrifiant à l'eau dans chaque étape de broyage. Le polissage a été effectué avec une pâte de polissage diamantée de 6 μm et 1 μm avec un extenseur de diamant comme lubrifiant.

Une gravure HF de 0.5% (wt. %) a été utilisé pour révéler la morphologie de l'intermétallique et du dispersoïde. Le temps de gravure était de 90s à température ambiante. Les échantillons gravés ont ensuite été mis en analyse d'image appliquée par une variété de microscopies.

3.3.2 L'analyse d'image

Une microscopie optique Nikon Eclipse ME600 (MO) et le logiciel CLEMEX VISION PE ont été utilisés pour l'analyse et la microstructure. Une microscopie

électronique à balayage JEOL JSM-6480LV (MEB) équipée de spectroscopie à rayons X à dispersion d'énergie (SDE) a été utilisée pour identifier des phases intermétalliques et obtenir des images à fort grossissement pour mesurer la densité de nombre et la taille moyenne du dispersoïde. Une tension d'accélération de 20kV et une taille de spot de 45 ont été choisies pour améliorer la qualité des images. Des feuilles minces pour l'observation de MET ont été préparé par la méthode de polissage électrique à double jet avec une solution de 90ml de nitrate dans 300ml d'alcool méthylique à -30~-20°C. L'observation a été effectuée avec un MET JEM-2100 équipé d'un SDE à 200kV. L'espacement des bras dendriques secondaires (EBDS) , la densité de nombre et la taille moyenne des particules du dispersoïde sont mesurés sur les images de MO et MEB à une résolution élevée par le système d'analyse de l'image de CLEMEX.

3.4 Les essais des propriétés mécaniques

3.4.1 Les essais de microdureté

Des essais de microdureté Vickers ont été effectués sur des échantillons polis à température ambiante en utilisant un testeur de microdureté informatisée NG1000-CCD. Selon la norme ASTM: E92 [1], le temps de séjour a été fixé à 15s et la charge à 25g. Un minimum de 15 mesures a été effectué sur chaque échantillon conformément à la norme.

3.4.2 Les essais de traction

Les échantillons d'essai de traction ont été usinés suivant la norme ASTM: E8 [2]. Les échantillons avaient une longueur de calibre de 60 mm et un diamètre de 13 mm. Les essais de traction ont été effectués par un système d'essai servohydraulique Instron 8801 à une vitesse de déformation de $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. Les deux alliages 356 et 356Mo ont été testés à température ambiante et à température élevée (300°C). Au moins deux échantillons ont été testés sous une condition. Les propriétés de traction, y compris la limite d'élasticité (LE), la résistance ultime à la traction (RUT) et le pourcentage d'allongement à la rupture (El%) ont été évalués à partir des courbes de contrainte-déformation.

3.4.3 Les essais de fatigue à faible fréquence

Des échantillons de fatigue cylindriques, avec une section ayant une longueur de 75mm, un diamètre de 10mm avec un trou d'air de 5mm de diamètre, ont été usinés à partir des échantillons traités par T7 conformément à la norme ASTM: E606 [3]. Les dimensions détaillées et la géométrie des éprouvettes LCF sont présentées dans la Fig 3.3.

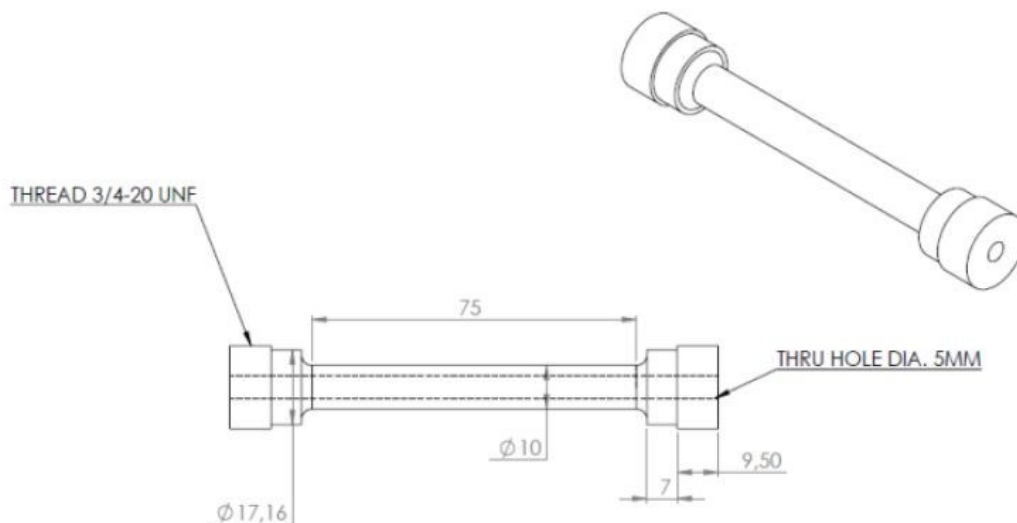


Fig. 3.2 La géométrie et la dimension de l'échantillon des essais de la fatigue à faible fréquence.

Les tests ont été effectués dans un système de simulation physique thermo-mécanique Gleeble 3800 sous le contrôle de contrainte en mode de compression-tension à une température constante de 300°C dans une condition d'air de laboratoire. L'échantillon a été d'abord chauffé à une température fixe avec une vitesse de chauffage

de 5°C par seconde. Les cycles de préchauffage ont été réalisés avec la charge faible de 10 minutes. Pendant le test, le rapport de déformation a été fixé sur $R\varepsilon=-1$ (déformation moyenne nulle, complètement renversée à chaque cycle) avec une vitesse de déformation constante de $1\times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ avec une forme d'onde de charge triangulaire. Les amplitudes de déformation totales de 0.1%, 0.2%, 0.4% et 0.6% ont été appliqués sur les alliages 356 et 356Mo et au moins deux échantillons pour chaque amplitude du strain ont été testés pour assurer la fiabilité. La durée de vie en fatigue a été considérée comme le nombre des cycles que la contrainte baisse de 60% de la contrainte maximale. Une fois les tests terminés, les échantillons ont été tirés jusqu'à la fracture.

Références

- [1] Standard, A. S. T. M. (2016). E92-16. *Standard test method for Vickers hardness of metallic materials. ASTM International, West Conshohocken, PA.*
- [2] Standard, A. S. T. M. (2013). E8/E8M-13a. *Standard test methods for tension testing of metallic materials. ASTM International, West Conshohocken, PA.*
- [3] Standard, A. S. T. M. (2012). E606/E606M-12. *Standard Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing, ASTM International, West Conshohocken, PA.*

CHAPITRE 4. EFFET DE L'ADDITION DE MOLYBDÈNE SUR L'ÉVOLUTION DES DISPERSOÏDES ET LES PHASES

L'alliage moulé Al-Si 356 est largement utilisé dans les applications des moteurs automobiles et fournit une amélioration significative sur le rapport de résistance sur poids. Cependant, la faible stabilité thermique est déjà devenue le désavantage principal de cet alliage de vieillissement-durcissement et pose des limites à ses performances à température élevée.

Des recherches massives ont été menées sur le procédé de moulage et la trempe de l'alliage coulé A356. L'effet des défauts de coulée a été étudié par Wang et al. [1] et Ammar et al. [2]. Azadi et al. [3] ont étudié l'effet du traitement thermique (T6 et T7) sur la fatigue thermomécanique et les comportements de fatigue à faible cycle et ont conclu que l'amélioration remarquable du comportement à la fatigue à faible cycle diminue avec l'augmentation de la température. Wang et al. [4] ont également analysé les constituants microstructuraux et signalé l'augmentation de la durée de vie en fatigue associée à la diminution du EBSD.

Comme nous avons mentionné dans la section 2.2, il a été rapporté que l'addition des métaux de transition comme Zr, Cr, Mn, et Mo, dans les alliages de coulée Al-Si, pourrait offrir un grand nombre de dispersoïdes stables thermiquement qui maintiennent

l'efficacité à haute température. Dans ce chapitre, on a étudié l'évolution de la microstructure et des dispersoïdes pendant les divers traitements thermiques afin de découvrir le rôle de l'addition de Mo dans l'alliage de coulée Al-Si 356.

4.1 Caractérisation des microstructures

4.1.1 La microstructure dans la condition moulée

Des investigations détaillées ont été effectuées sur les deux alliages. Les procédés de préparation des échantillons ont été décrits précédemment. Les images à faible grossissement ont été obtenues par microscopie optique. La Fig. 4.1 montre les microstructures typiques de l'alliage de base 356 et de l'alliage de 356Mo contenant du Mo dans la condition moulée.

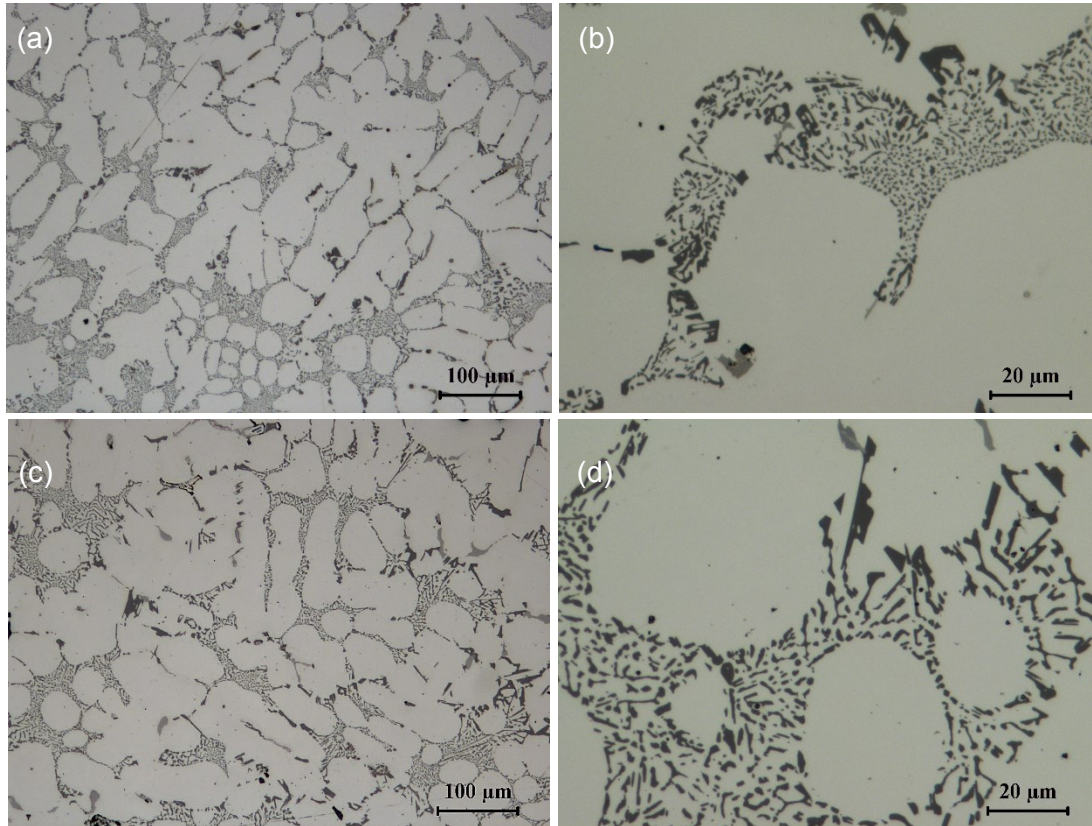


Fig. 4.1 Les microstructures de l'alliage (a) (b) 356 et (c) (d) 356Mo dans la condition moulée. Gain d'amplification: (a)(c) $\times 100$; (b)(d) $\times 500$.

On peut voir que les deux alliages sont constitués par des dendrites primaires d' α -Al et les particules eutectiques Si connectées et les phases intermétalliques variées situées dans les régions interdendritiques. Les particules Si ont présenté la taille et la morphologie pareilles dans les deux alliages, ce qui peut être attribué à un effet de modification par le strontium (Sr). Les espacements des bras dendritiques secondaires sont pareils dans les deux alliages, qui sont mesurés à $30 \pm 8 \mu\text{m}$ pour l'alliage de base 356 et à $31 \pm 8 \mu\text{m}$ pour l'alliage 356Mo.

Les images électroniques secondaires à fort grossissement, les micrographies rétrodiffusées et l'analyse SDE ont déterminé les phases intermétalliques. Les deux alliages de 356 et de 356Mo contiennent deux types des phases contenant Fe (α -Al(Fe,Mn,(Mo)) Si et π -Al₈FeMg₃Si₆) et deux phases contenant Cu (Q-Al₅Mg₈Cu₂Si₆ and θ -Al₂Cu).

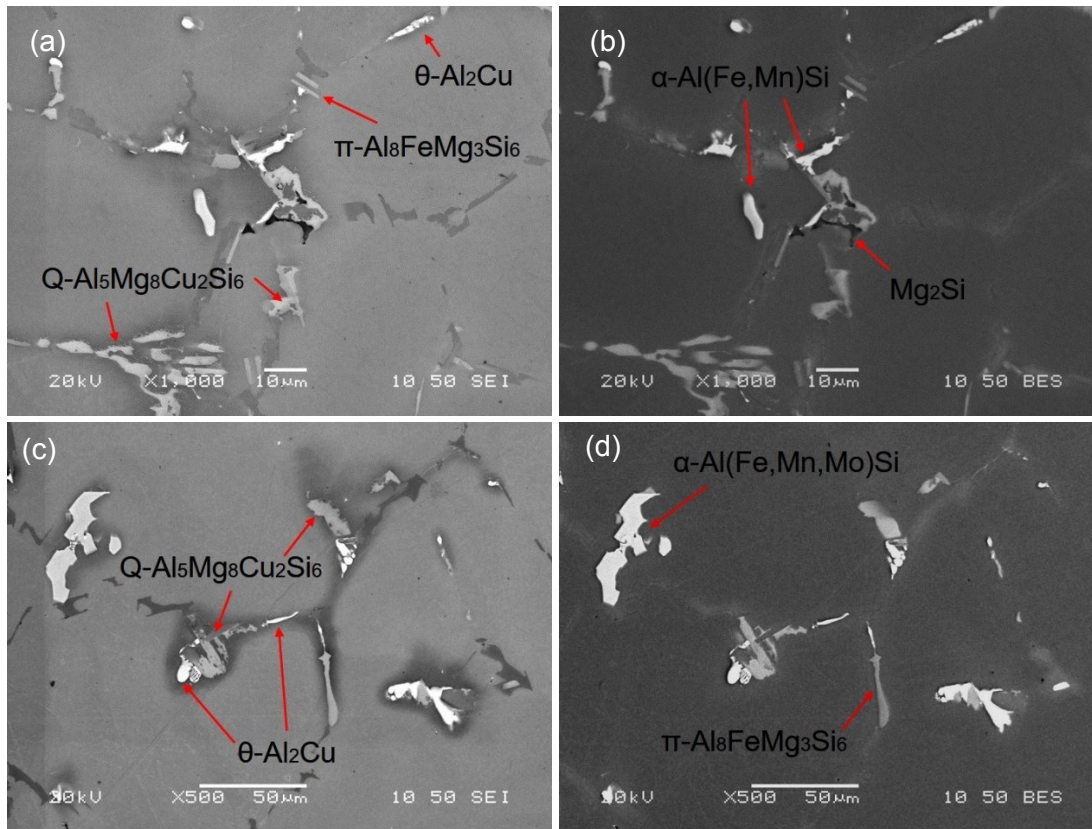


Fig. 4.2 Les images SEM électroniques secondaires et les images rétrodiffusées montrant de différents types des phases intermétalliques formées dans l'alliage moulée (a) (b) 356 et (c) (d) 356Mo.

On n'arrive pas à observer la phase β -Al₅FeSi sous forme de plaquette ou d'aiguille ni dans l'alliage 356 ni l'alliage 356Mo, qui peut être attribué à l'addition de Mn et/ou de

Mo. On sait que ces phases β -Fe cassantes sont formées dans la dernière étape du processus de solidification et peuvent empêcher l'alimentation interdendritique qui conduit au rétrécissement et à la porosité. L'addition de Mn et Mo entraîne au remplacement des phases α -Al (Fe, Mn, (Mo)) Si sous forme de bâton à la phase β - Al_5FeSi aciculaire.

La Fig. 4.3 illustre les résultats de la cartographie par microscopie optique en conditions de coulée pour montrer la macro-distribution de la porosité le long de la section médiane des barres d'essai de traction. Comme le montre la Fig. 3a, un volume élevé et une porosité connectée sont observés au centre de l'alliage 356Mo alors que le centre de l'alliage 356 ne contient que peu de porosité individuelle et faible, indiquant que l'addition de Mo peut réduire la formation de porosités.

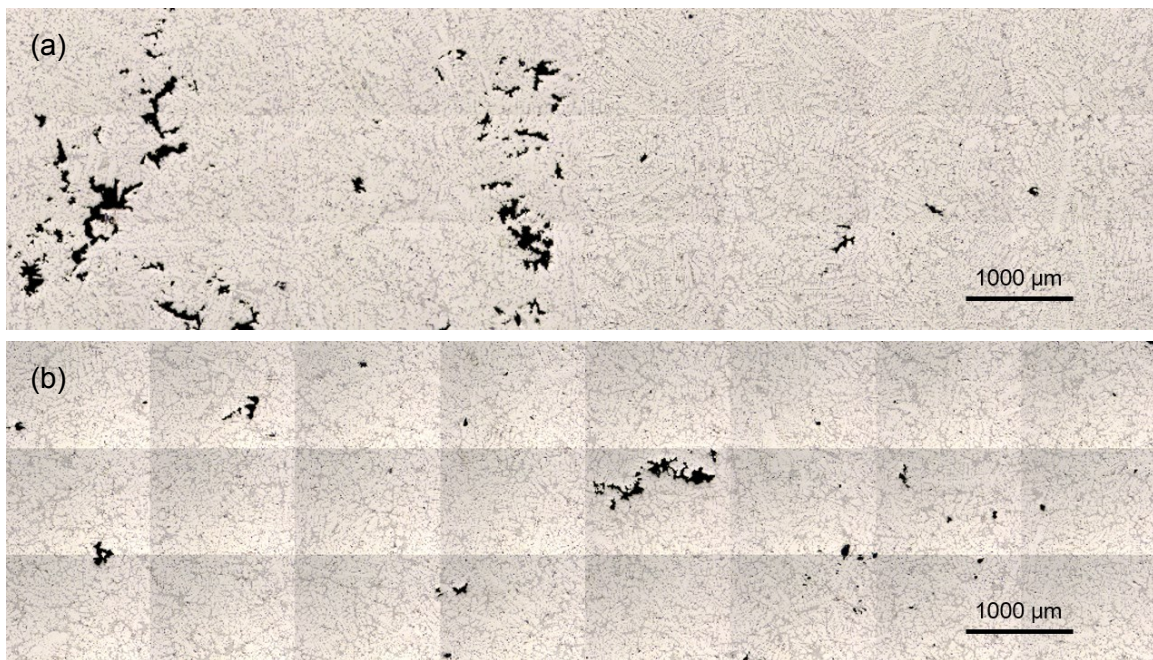


Fig. 4.3 Cartographie en microscopie optique au milieu de la barre d'essai de traction

montrant la distribution de la porosité dans (a) 356 and (b) 356Mo.

4.1.2 La microstructure dans le traitement en solution

Après le traitement à 540°C pendant 8h, les particules Si eutectiques étaient sphéroïdisées peut être observée dans la Fig. 4.4. En même temps, la plupart des phases intermétalliques, qui ont été présentées dans la microstructure sous la condition moulée pour les deux alliages, se sont décomposées, ou se sont dissolu excepté la phase α -Al (Fe, Mn, (Mo)) Si. Parce qu'ils sont thermodynamiquement stable à la température de solution et ne se décomposent pas au cours du traitement thermique en solution.

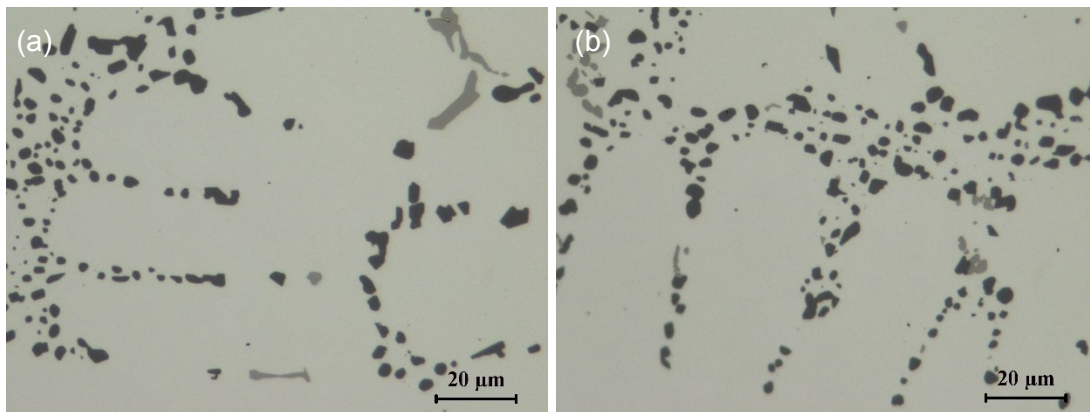


Fig. 4.4 Les particules Si eutectiques sphéroïdisées dans l'alliage (a) 356 et (b) 356Mo.

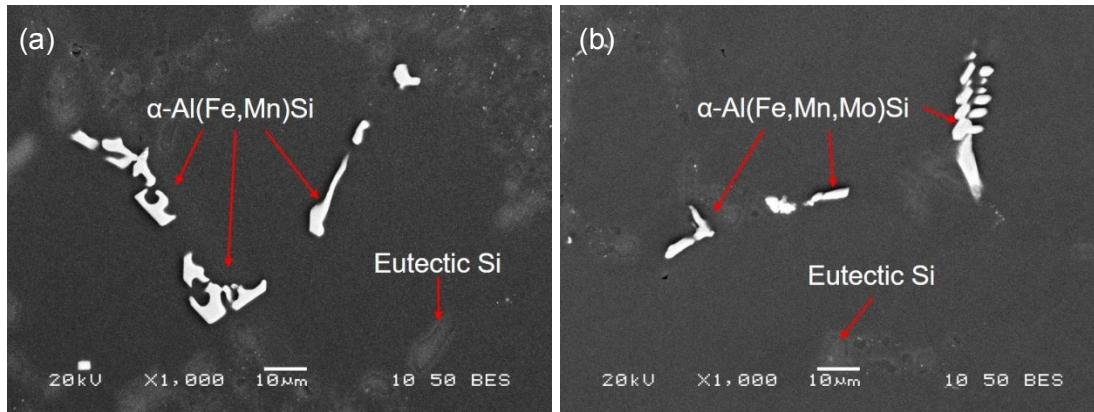


Fig. 4.5 Les images SEM rétrodiffusées montrent la similarité des phases intermétalliques traitées thermiquement en solution de l'alliage (a) 356 et (b) 356Mo.

D'autre part, en utilisant une méthode de gravure profonde, la matrice Al est partiellement éliminée afin de révéler l'état de formation du dispersoïde. . On peut constater que seul un petit nombre de dispersoïdes α -Al (Fe, Mn) Si sont apparus dans l'alliage de base 356 même traité à 500°C pendant 24 heures (Fig. 4.6 a et b) alors qu'un grand nombre de dispersoïdes se sont formés et se sont distribués dans la région intradendritique de l'alliage 356Mo (Fig. 4.6 c et d). Les points noirs à l'échelle micrométrique distribués dans la matrice d'Al dans les deux alliages sont des particules riches en Si, qui seront sphéroïdisés, grossis et dissous pendant le traitement en solution prolongé comme rapporté par Chen *et al.* [5].

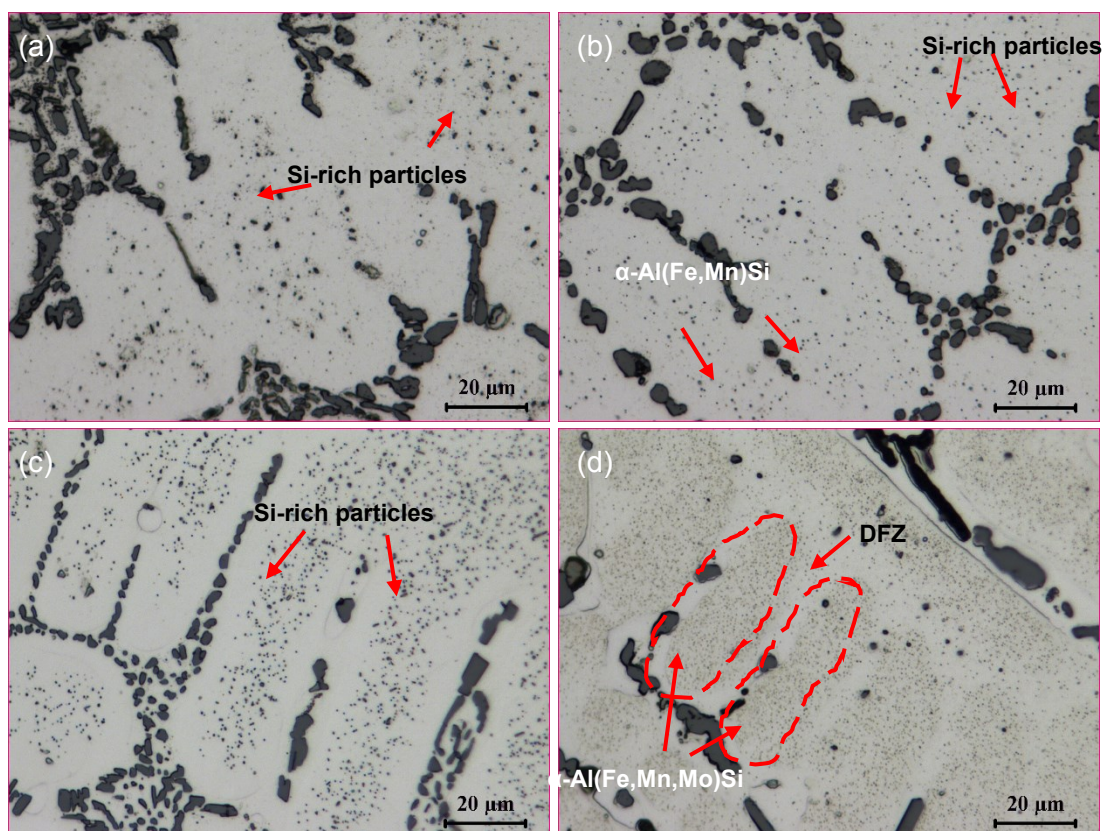


Fig. 4.6 Les images microscopie optique montre que l'alliage 356 contient un petit nombre de dispersoïdes à partir de (a) 2 heures à (b) 24 heures à 500°C quand les dispersoïdes se sont formés dans (c) (d) l'alliage 356Mo après le traitement de solution prolongé à 500°C..

De plus, une zone exempte de dispersoïde peut être observés entre la zone dispersoïde et le Si eutectique ou entre deux régions adjacentes contenant des dispersoïdes. Li et Arnberg [6] a proposé que la ségrégation du Mo dans le bras dendritique et le changement de la solubilité solide du Mo à des températures différentes puissent conduire à l'origine et l'évolution de la zone exempte de dispersoïde.

Le rassemblement des dispersoïdes dans la région du bras dendritique peut attribuer au comportement de partition de Mo dans la matrice d'Al. La diffusion à longue distance est limitée en raison du coefficient faible de diffusion de Mo dans Al à 500°C ($1.8 \times 10^{-20} \text{ m}^2\text{s}^{-1}$). Dans la réaction péritectique dans le système binaire Al-Mo, Mo est supersaturé dans le noyau dendritique à la valeur du coefficient de distribution ($k_{Mo} > 1$). Ainsi une ségrégation est survenue pendant la solidification non-équilibrée. Pendant le traitement de solution à température élevée qui s'approche du solide, la décomposition de supersaturation en Mo conduit à la précipitation des dispersoïdes. Et la faible diffusivité de Mo dans Al entraîne les zones riches en dispersoïdes et les zones sans dispersoïde.

Les analyses TEM ont été réalisées afin de découvrir les détails des dispersoïdes sur l'alliage 356Mo après le traitement à 540°C pour 8h. Une importante quantité des dispersoïdes contenant du Mo peut être observée avec une taille de particule d'environ 120nm. Les résultats du spectre EDS ont montré que la composition de dispersoïde α -Al (Fe, Mn, Mo) Si est en accord avec les statistiques rapportées dans la littérature.

Les structures cristallines détaillées ont été étudiées par Farkoosh *et al.* [7] et ont indiquées que le dispersoïde α -Al (Fe, Mn, Mo) Si est le réseau cubique centré et le groupe spatial de Im3. Ils ont aussi rapporté que les dispersoïdes peuvent être con-hérents avec la matrice Al et disposer d'une forte relation de l'orientation avec la matrice Al déterminé comme $\langle 001 \rangle_d // \langle 001 \rangle_m$ et $\{350\}_d // \{002\}_m$.

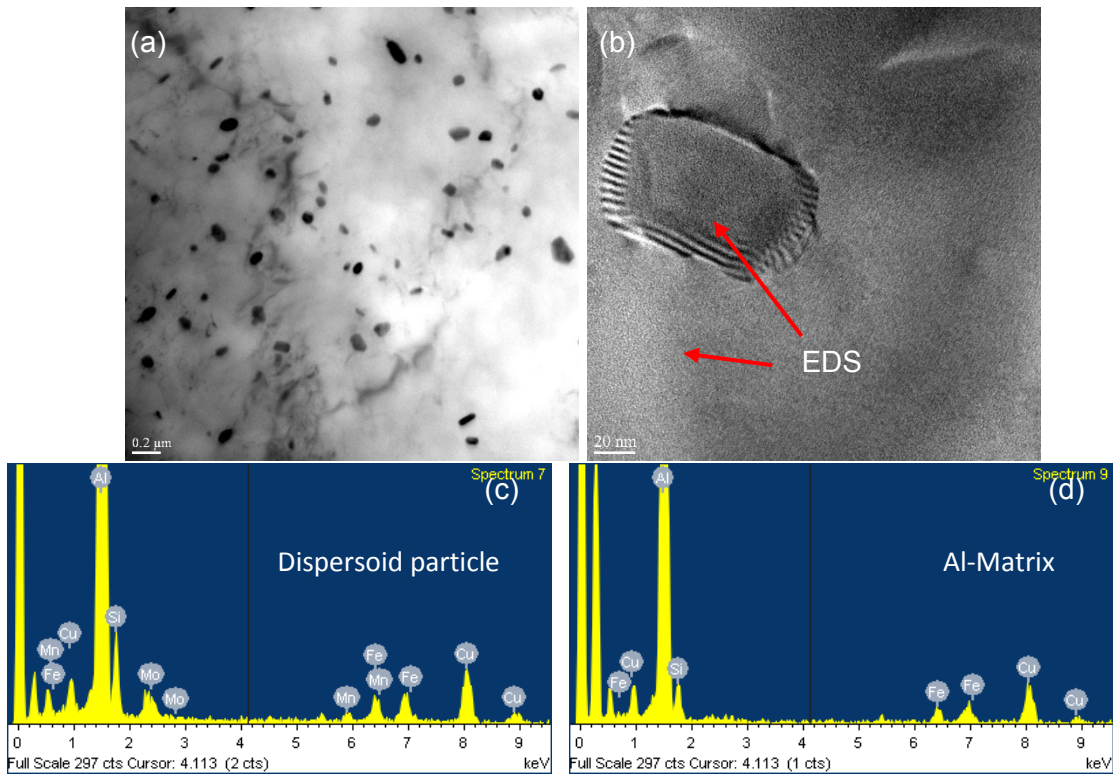


Fig. 4.7(a) (b) Les images MET sur fond clair montrent que les dispersoïdes α - $\text{Al}(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Mo})\text{Si}$ se sont formés après la solution à 540°C pour 8 heures. (c) (d) Les spectres MET-SDE confirment la composition des dispersoïds

4.2 L'évolution des dispersoïdes sous diverses conditions du traitement de solution

Deux types des méthodes du traitement de solution ainsi que des conditions différentes (Section 3.2) ont été appliquées dans l'alliage 356Mo afin d'étudier l'effet du temps et de la température de trempage sur la formation et l'évolution des dispersoïdes. Des images de haute magnification ont été obtenues de SEM pour illustrer l'évolution des dispersoïdes. La taille moyenne des particules, la densité numérique et la microdureté ont été mesurées pour but de révéler les influences des conditions du traitement sur la formation et l'évolution des dispersoïdes. La tendance générale pour la précipitation du dispersoïde est présentée dans la Fig. 4.8 qu'une haute température de solution accélère le processus de précipitation. Les dispersoïdes du Mn dans l'alliage de base 356 précipitent uniformément dans la matrice mais la fraction de surface est faible. Quant à l'alliage 356Mo, un grand nombre des dispersoïdes du Mo précipitent dans la région intradendritique quand la température a augmenté. L'évolution détaillée sur les dispersoïdes est discutée comme suivant:

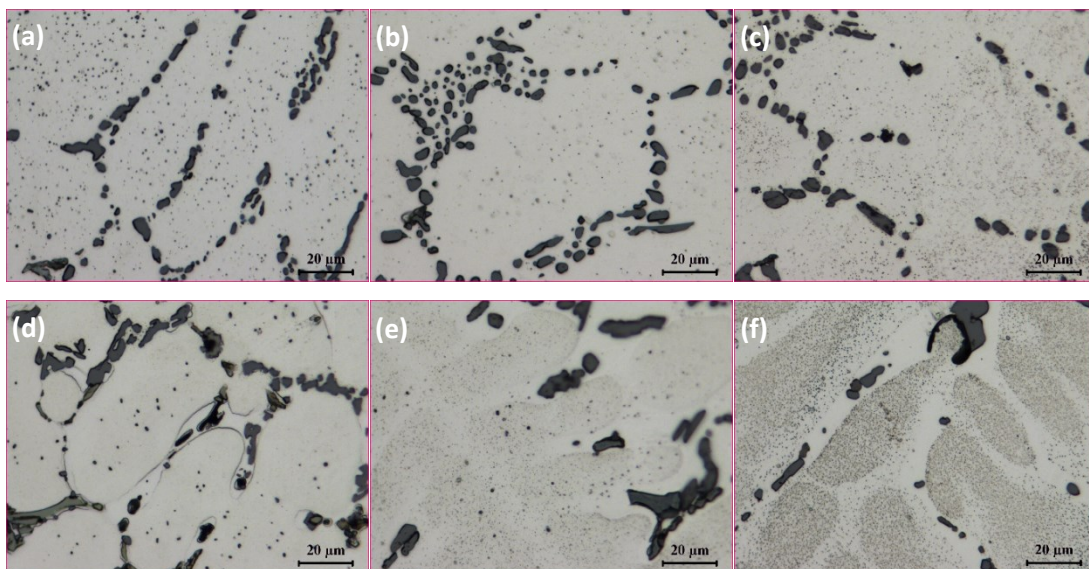


Fig. 4.8 Les images OM montre la précipitation des dispersoïdes lors du traitement à (a) (d) 500°C, (b) (e) 520°C et (c) (f) 540°C pendant 8 heures. (a) (b) (c) l'alliage de base 356 et (d) (e) (f) 356M.

4.2.1 La solution traitée à 500°C

Pour l'alliage traité à 500°C, on peut observer le grossissement et la dissolution des particules riches en Si de grandes tailles de 2 heures à 8 heures. D'autre part, les dispersoïdes ne se précipitent pas avant 8 heures. Puis la densité numérique augmente considérablement à mesure que le temps de trempage augmente mais la taille moyenne des particules reste encore petite, comme montrée dans la Fig. 4.10. Dans cette condition, la précipitation des dispersoïdes ne se produit que dans des zones particulières où la zone avec Mo est hautement enrichie, tels que la région intradendritique due à la décomposition limitée de solution solide supersaturée de Mo, et contrôlée par la

nucléation due à la basse température. Avec l'augmentation du temps de trempage, les dispersoïdes nucléent davantage dans la matrice Al en raison de la décomposition de la solution solide supersaturée. En même temps, le faible niveau de contenu et la faible diffusivité du Mo ($1.8 \times 10^{-20} \text{ m}^2\text{s}^{-1}$) rendent négligeable l'influence de la croissance sur les dispersoïdes.

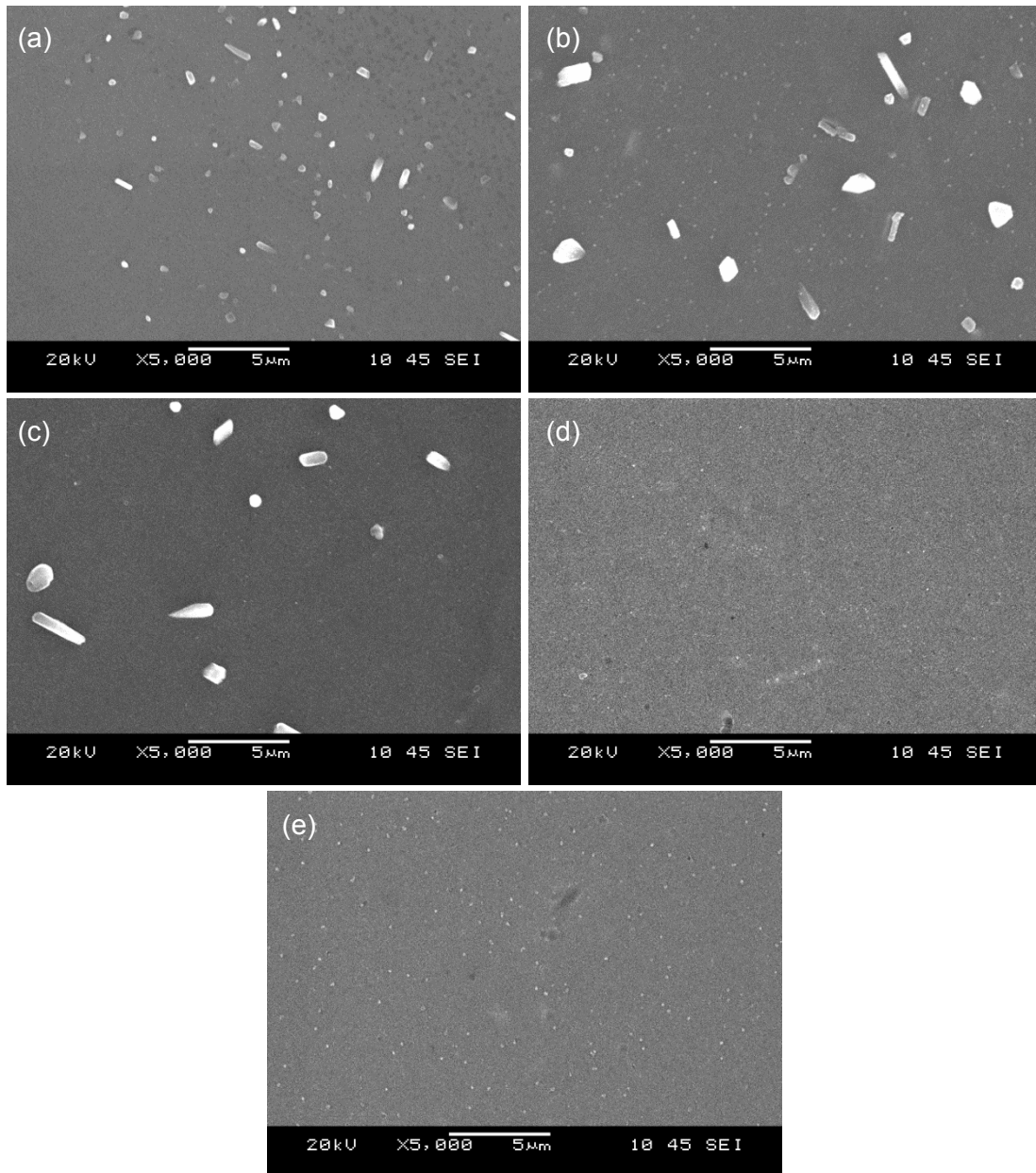


Fig. 4.9 L'évolution des dispersoïdes pendant le traitement thermique de solution à

500°C pour (a) 2 h, (b) 4 h, (c) 8 h, (d) 12 h et (e) 24 h.

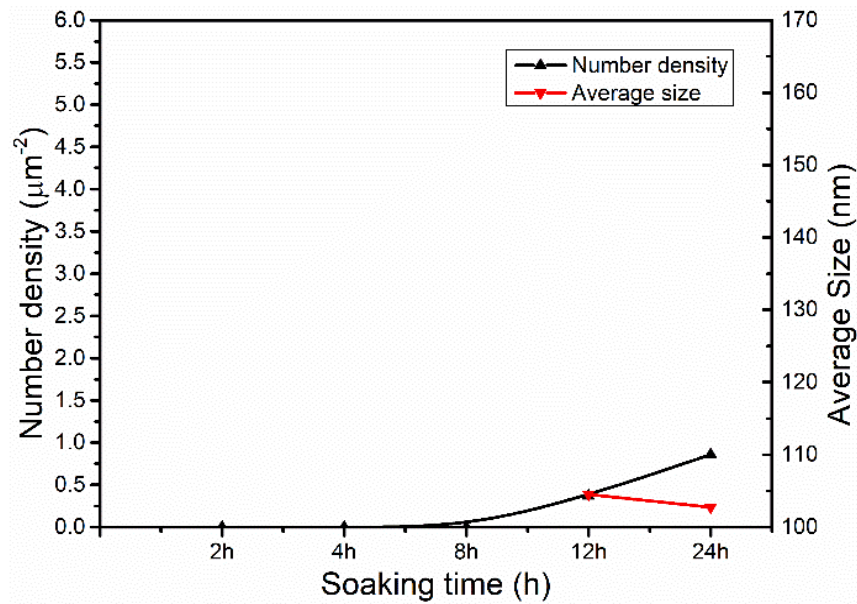


Fig. 4.10 La densité du nombre et la taille moyenne des particules de l'alliage 356Mo traitées à 500°C.

4.2.2 La solution traitée à 520°C

Lors du trempage à 520°C, les particules riches en Si se dissolvent beaucoup plus rapide que 500°C et disparaissent totalement après 4 heures. On peut voir à partir de l'image que la taille du dispersoïde augmente et que la densité en nombre augmente sans cesse pendant le chauffage. Dans la Fig. 4.12, on peut voir que la densité numérique n'augmentera pas au début du traitement de solution en cause de la teneur insuffisante de Mo. Mais l'augmentation de 20°C raccourcit le commencement des précipitations massives de 8 heures à 4 heures. Après, la nucléation est dominante quand la teneur de

Mo est suffisante par la décomposition continue de la solution solide supersaturée, conduisant à l'augmentation rapide de la densité numérique des dispersoïdes.

Après 12 heures, la vitesse croissante de la densité numérique est plus faible lorsque la taille moyenne des particules commence à augmenter plus rapide, ce qui indique que la croissance contrôle la précipitation des dispersoïdes au détriment de Mo supersaturé. À mesure que la température augmente, le dispersoïde Mo se nucléé en permanence dans la matrice en raison de la concentration décroissante de noyaux de taille critique. Après cela, les dispersoïdes se développent au détriment de la sursaturation de Mo. L'effet de croissance devient évident car le coefficient de diffusion à 520°C ($1.9 \times 10^{-19} \text{ m}^2\text{s}^{-1}$) est 10 fois plus grand qu'à 500°C ($1.8 \times 10^{-20} \text{ m}^2\text{s}^{-1}$). À 520°C, la microdureté est aussi en accord avec l'évolution des dispersoïdes. Il atteint sa valeur maximale, ~100 HV, entre 8 heures et 12 heures. En général, la nucléation et la croissance dominant encore la précipitation des dispersoïdes dans cette condition.

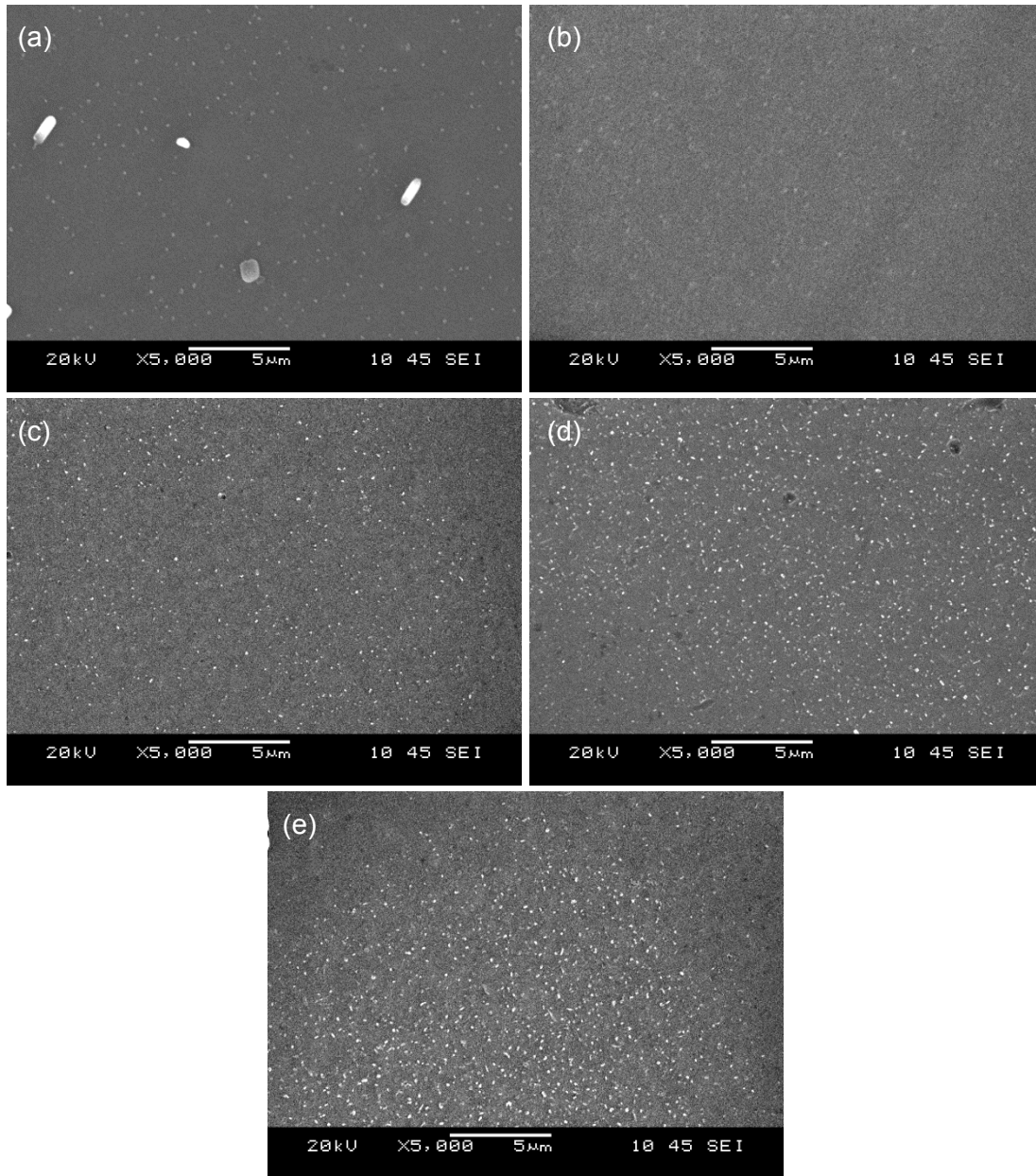


Fig. 4.11 L'évolution des dispersoïdes pendant le traitement thermique de solution à 520°C pour (a) 2 h, (b) 4 h, (c) 8 h, (d) 12 h et (e) 24 h.

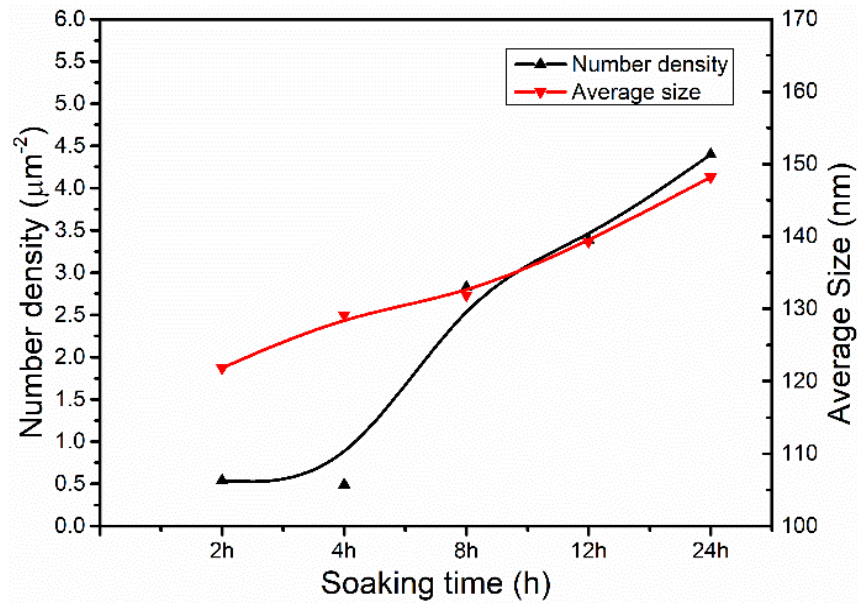


Fig. 4.12 La densité numérique et la taille moyenne des particules de l'alliage 356Mo traité à 520°C.

4.2.3 La solution traitée à 540°C

En augmentant la température de solution à 540°C, la densité numérique atteint une valeur maximale vers 8 heures puis connaît une chute abrupte et basse sans cesse jusqu'à 24 heures. Au contraire, la taille moyenne des particules ne cesse pas d'augmenter, la vitesse de la croissance est haute au début et ralentit après 4 heures.

La croissance des dispersoïdes se produit simultanément alors que le grossissement se transforme en mécanisme principal qui contrôle l'évolution des dispersoïdes, qui entraîne une baisse rapide de la densité numérique et une croissance durable de la taille

des particules. Avec une température croissante à 540°C, le coefficient de la diffusion est amélioré significativement à $1.2 \times 10^{-19} \text{ m}^2\text{s}^{-1}$, qui rend possible la diffusion à longue distance. La maturation d'Ostwald surgit entre les résultats des dispersoïdes lors de la baisse de la densité numérique. Il est rapporté par Li *et al.* [6] que le grossissement ne se produit qu'entre les dispersoïdes et les phases intermétalliques primaires riches en Fe. C'est en raison de la grande différence entre la concentration de Mn dans les particules primaires et dans les dispersoïdes, qui cause une dissolution rapide des dispersoïdes à côté des joints des grains.

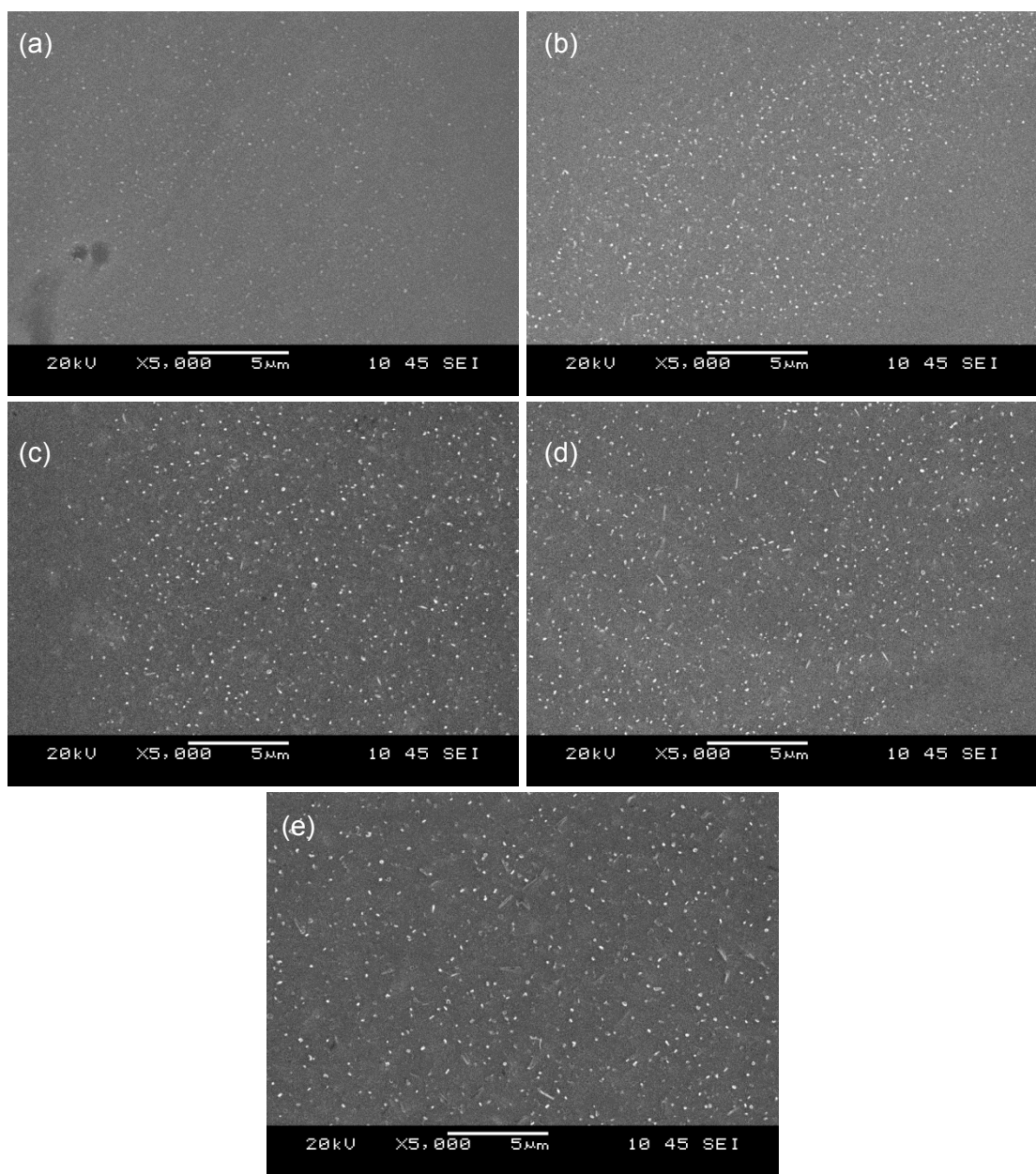


Fig. 4.13 L'évolution des dispersoïdes pendant le traitement thermique de solution à 540°C pour (a) 2 h, (b) 4 h, (c) 8 h, (d) 12 h et (e) 24 h.

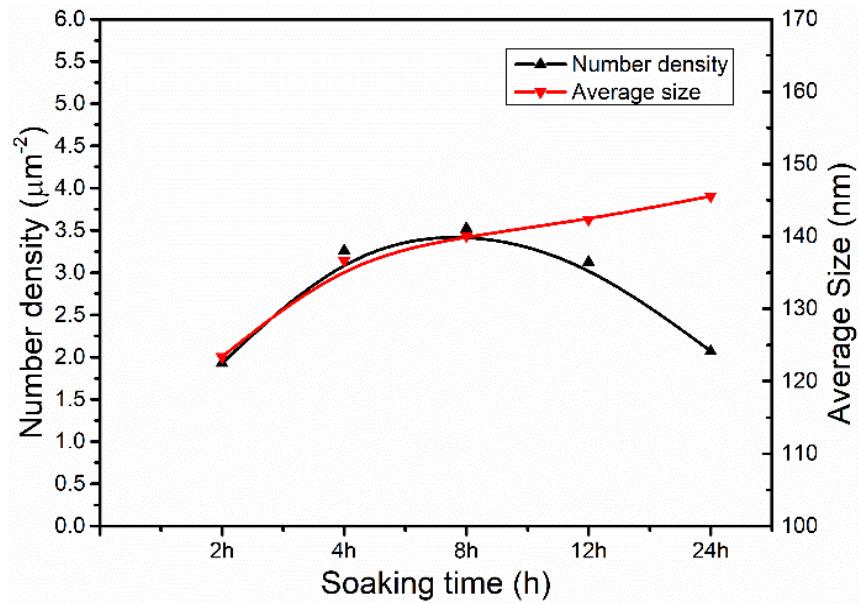


Fig. 4.14 La densité numérique et la taille moyenne des particules de l'alliage Mo traité à 540°C.

4.2.4 La solution traitée par 2 étapes

Un traitement thermique de solution en deux étapes a été effectué pour permettre une fabrication industrielle en réduisant le risque de fusion initiale des phases contenant du Cu ou du Mg [8]. Les échantillons ont d'abord été trempés à 500 ° C pendant 4 heures pour dissoudre les phases intermétalliques contenant du Cu et du Mg. Après cela, l'alliage a été trempé isothermement à 540°C pendant diverses durées allant jusqu'à 12 heures. La densité numérique des dispersoïdes reste presque fixe pendant le trempage tandis que la taille moyenne des particules augmente constamment jusqu'à un niveau relativement élevé (160-165 nm). Il indique que la nucléation des dispersoïdes est terminée et que la

croissance et le grossissement sont responsables de l'évolution des dispersoïdes.

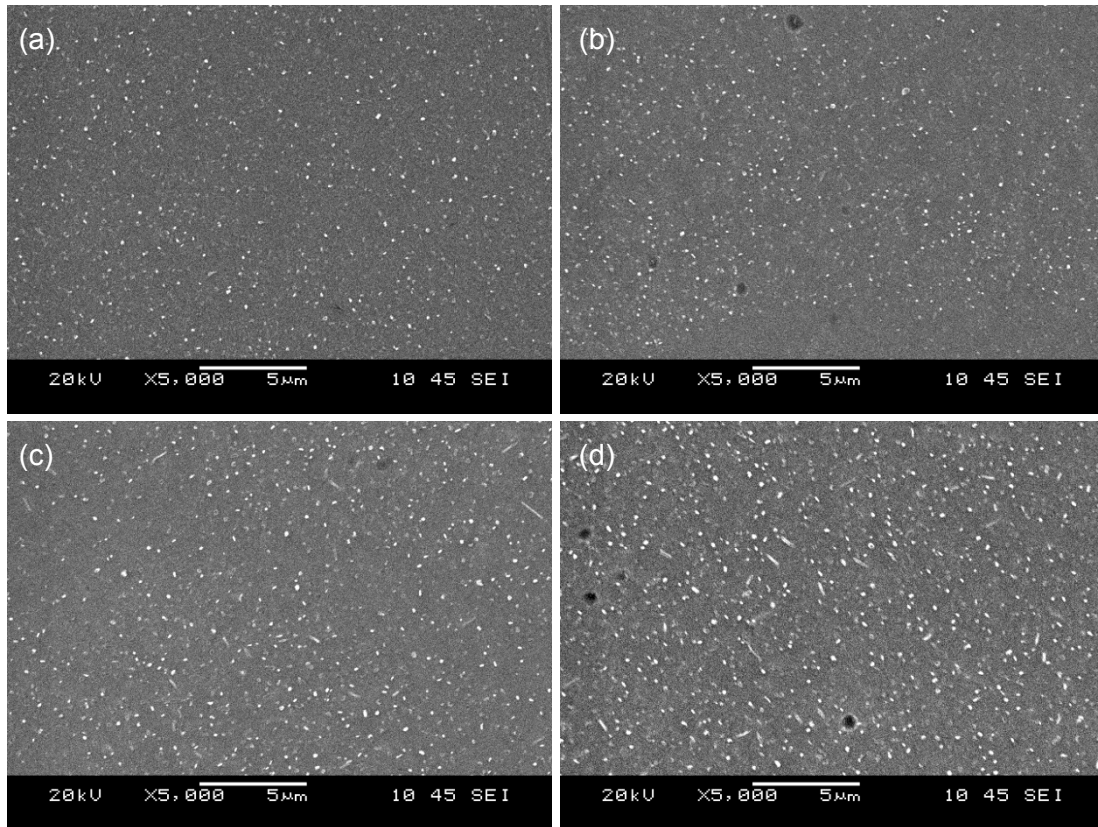


Fig. 4.15 L'évolution des dispersoïdes pendant le traitement thermique de solution en 2 étapes pour (a) 2 h, (b) 4 h, (c) 8 h et (d) 12 h.

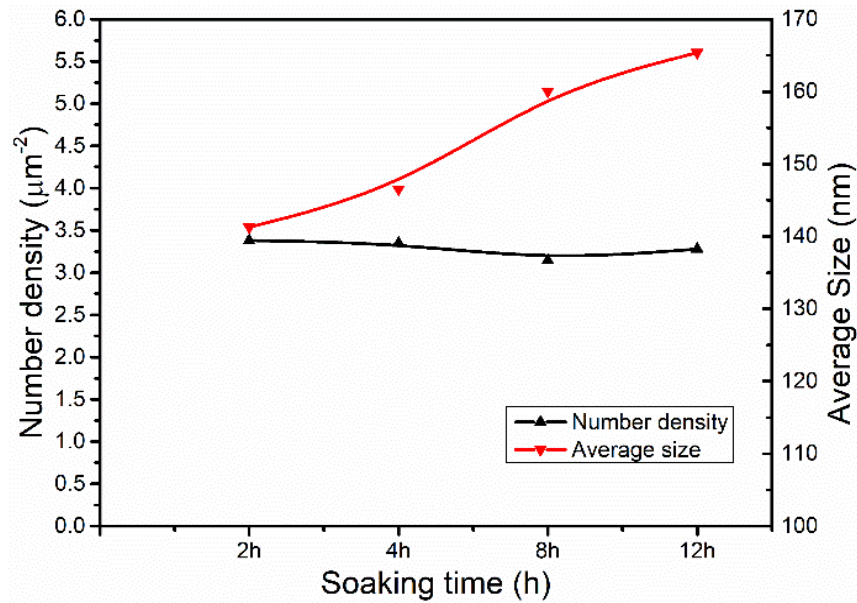


Fig. 4.16 La densité numérique et la taille moyenne des particules de l'alliage 356Mo traité en 2 étapes.

4.2.5 La microdureté

La mesure de la microdureté Vickers a été effectuée pour évaluer l'effet de renforcement des dispersoïdes dans les matrices d'alliages 356Mo. La valeur de l'alliage coulée est de ~ 80 HV. La microdureté de l'alliage traité à 500°C fluctue autour de 80 HV, ce qui montre peu de différence par rapport à l'alliage coulé et indique la formation tardive et une petite quantité de dispersoïdes. La microdureté à 520°C et 540°C de l'alliage 356 est globalement inférieure à l'alliage 356Mo en raison de la faible précipitation du dispersoïde dans l'alliage de base, comme le montre la Fig. 4.17.

Pour l'alliage 356Mo, la microdureté atteint sa valeur maximale, ~ 100 HV, entre 8

heures et 12 heures lorsqu'elle est traitée à 520°C. A ce moment-là, la nucléation a été presque terminée quand les dispersoïdes ne sont pas développés trop grands. Il faut 8 heures pour atteindre la valeur maximale pour l'alliage traité à 540°C, qui est en accord avec le moment où le grossissement commence à se produire. Le déclin de la microdureté peut être attribué à l'effet de mûrissement d'Ostwald des dispersoïdes. Quant à la solution de 2 étapes, sa dureté maximale apparaît à 2 heures parce que la taille des particules est devenue relativement grande et la croissance continue entraîne la diminution de la microdureté. Les résultats des microduretés sont cohérents avec les analyses de la densité numérique et de la taille moyenne des particules des dispersoïdes.

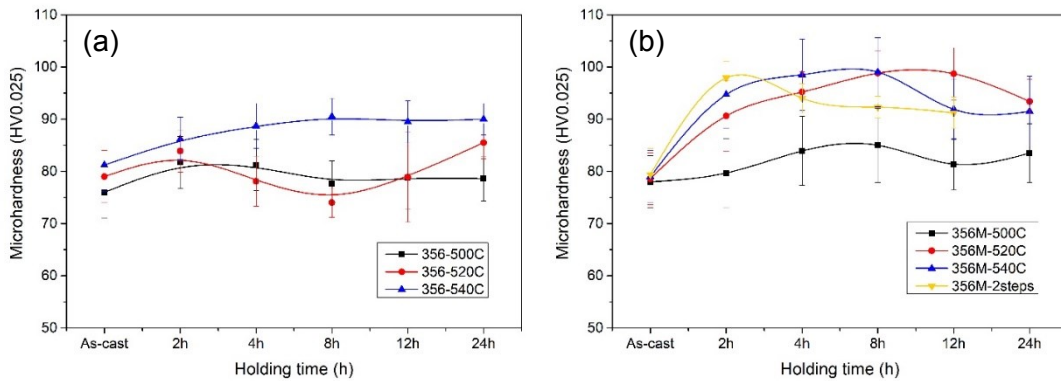


Fig. 4.17 Les microduretés de Vicker de l'alliage (a) 356 et (b) 356Mo traité dans différentes conditions.

Afin de montrer l'évolution précise de la précipitation des dispersoïdes, la figure 4.18 montre la différence entre la microdureté de Vicker (ΔHV) de 356 et 356Mo au cours des traitements en solution à différentes températures. C'est parce que ΔHV est fortement lié aux conditions de la matrice Al, en particulier la décomposition de la

saturation super solide et la précipitation des dispersoïdes dans le présent travail, la tendance du ΔHV peut être un indicateur clair de l'évolution des dispersoïdes dans 356Mo. Comme le montre la Fig. 4.18, différentes tendances peuvent être observées à différentes températures. Lorsqu'il est traité à 500°C, le ΔHV est d'abord stable jusqu'à 4 heures, puis augmente progressivement avec le temps de trempage, alors que le ΔHV augmente rapidement jusqu'au pic après 8-12 heures, suivi d'un plateau à 520°C. Avec l'augmentation de la température de la solution à 540°C, le ΔHV augmente rapidement jusqu'au pic après seulement 4 heures, après quoi il commence à diminuer avec l'augmentation du temps de maintien. En ce qui concerne le traitement en solution en 2 étapes, le plus grand ΔHV apparaît à 2 heures à 540°C après 4h/500 °C et la valeur atteint 12h/520°C. Après le pic, il y a une chute significative du ΔHV qui peut être attribuée au grossissement des dispersoïdes. Comme la densité en nombre des dispersoïdes dans l'alliage 356 est très faible, même après un traitement en solution à haute température (8h/540°C).

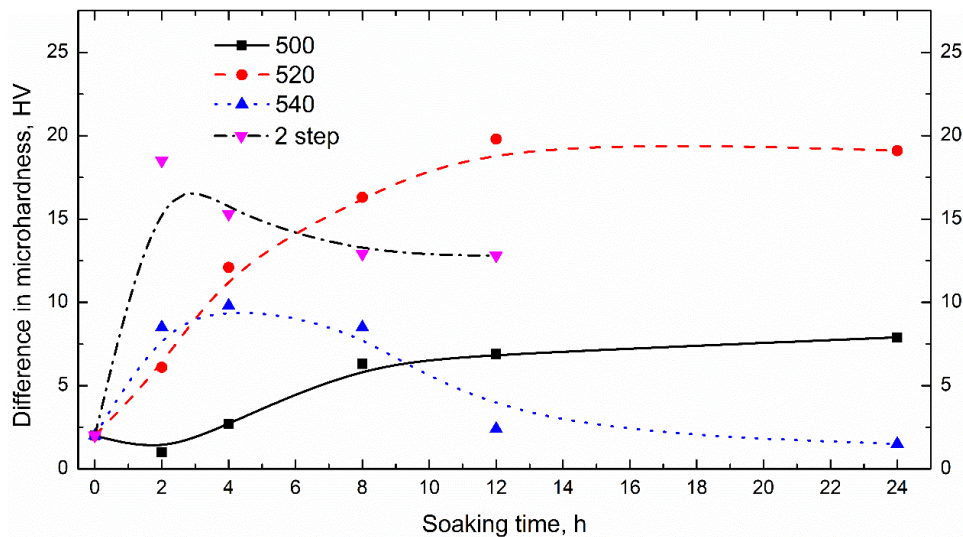


Fig. 4.18 La différence entre la microdureté de Vicker (ΔHV) de 356 et 356Mo au cours des traitements en solution à différentes températures.

4.3 Sommaire

L'effet de l'addition de Mo sur les caractéristiques de la microstructure et l'évolution des dispersoïdes de l'alliage A356 Al-7Si-0.6Cu-0.35Mg ont été étudiés dans cette étude.

Les conclusions suivantes peuvent être tirées:

1. Avec l'addition de Mo, la similarité des composants microstructuraux peut être observée dans la condition moulée et la condition mise en solution. Les particules eutectiques et les phases intermétalliques présentent des compositions et des morphologies similaires dans les deux alliages. La sphéroïdisation de Si eutectique et la dissolution des phases intermétalliques se produisent pendant le traitement thermique de solution.
2. La précipitation du dispersoïde α -Al (Fe, Mn, Mo) Si a été confirmée par l'observation TEM et l'analyse EDS. Ils se sont formés et distribués dans la région intradendritique au cours du traitement thermique de solution pour l'alliage 356Mo.
3. La température de trempage a effectué un fort effet sur la précipitation des dispersoïdes. On peut conclure à partir des analyses nombreuses que la précipitation des dispersoïdes est contrôlée par la nucléation et la croissance à basse température alors que le grossissement se trouve la position dominante à une relativement haute température (~540).

4. Comparé à une seule étape, le traitement de solution en deux étapes a réduit le temps de trempage pour réaliser le même niveau de renforcement que celui fourni par le dispersoïde α -Al (Fe, Mn, Mo) Si. En même temps, il est capable de permettre à la fabrication industrielle en réduisant la risque de fusion initiale des phases contenant du Cu ou du Mg qui peuvent se produire au cours du traitement prolongé de solution. Conformément à l'évaluation des microduretés de Vickers, le traitement de solution en deux étapes est considéré comme la condition optimisée pour précipiter les dispersoïdes.

Références

- [1] Wang, Q. G., Apelian, D., & Lados, D. A. (2001). Fatigue behavior of A356-T6 aluminum cast alloys. Part I. Effect of casting defects. *Journal of Light Metals*, 1(1), 73-84.
- [2] Ammar, H. R., Samuel, A. M., & Samuel, F. H. (2008). Effect of casting imperfections on the fatigue life of 319-F and A356-T6 Al-Si casting alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 473(1), 65-75.
- [3] Azadi, M., & Shirazabad, M. M. (2013). Heat treatment effect on thermo-mechanical fatigue and low cycle fatigue behaviors of A356. 0 aluminum alloy. *Materials & Design*, 45, 279-285.
- [4] Wang, Q. G., Apelian, D., & Lados, D. A. (2001). Fatigue behavior of A356/357 aluminum cast alloys. Part II-Effect of microstructural constituents. *Journal of light metals*, 1(1), 85-97.
- [5] Chen, R., Xu, Q., Jia, Z., & Liu, B. (2016). Precipitation behavior and hardening effects of Si-containing dispersoids in Al-7Si-Mg alloy during solution treatment. *Materials & Design*, 90, 1059-1068.
- [6] Li, Y. J., & Arnberg, L. (2003). Quantitative study on the precipitation behavior of dispersoids in DC-cast AA3003 alloy during heating and homogenization. *Acta Materialia*, 51(12), 3415-3428.
- [7] Farkoosh, A. R., Chen, X. G., & Pekguleryuz, M. (2015). Interaction between

molybdenum and manganese to form effective dispersoids in an Al-Si-Cu-Mg alloy and their influence on creep resistance. *Materials Science and Engineering: A*, 627, 127-138.

- [8] Gauthier, J., Louchez, P. R., & Samuel, F. H. (1995). Heat treatment of 319.2 aluminium automotive alloy Part 1, Solution heat treatment. *Cast Metals*, 8(2), 91-106.

CHAPITRE 5. EFFET DU DISPERSOÏDE α -Al(Fe,Mn,Mo)Si SUR LES PROPRIÉTÉS DE LA TRACTION ET DE FATIGUE À FAIBLE FRÉQUENCE

Comme nous avons discuté avant, les composants du moteur diesel sont exposés aux contraintes mécaniques cycliques hautes en raison de la vibration du moteur et de la haute température de fonctionnement. Par conséquent, l'amélioration de la résistance à la fatigue à température élevée est nécessaire.

Dans le chapitre précédent, les dispersoïdes α -Al (Fe, Mn, Mo) Si ont été déjà introduits par l'addition de Mo à l'alliage A356. Le traitement de solution en deux étapes a été sélectionné pour être optimisé, qui pourrait également être capable de la fabrication industrielle. Après le traitement de solution en deux étapes, 200°C pour 5 heures comme le traitement de vieillissement artificiel est appliqué sur les alliages expérimentaux. La traction à température ambiante et à 300°C et les essais de la fatigue à faible fréquence à 300°C ont été effectués sur les alliages afin d'étudier l'effet du dispersoïde sur les propriétés mécaniques à haute température.

5.1 Les propriétés de traction

5.1.1 Les propriétés de traction à température ambiante

Les courbes de contrainte-déformation typiques obtenues pour les alliages 356 et 356Mo à température ambiante à une vitesse de déformation de $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ sont présentées dans la Figure 5.1. Les propriétés de traction sont enregistrées dans la Tableau 5.1. La limite d'élasticité et la résistance maximale à la traction de 356Mo sont 8.7 MPa et 13.6 MPa supérieurs à celles de l'alliage de base 356 respectivement avec une diminution faible du taux d'allongement comparée avec celles de l'alliage de base 356. L'amélioration de la résistance peut être attribuée à la présence des dispersoïdes $\alpha\text{-Al}$ (Fe, Mn, Mo) Si qui peuvent fonctionner comme les particules non cisailantes pour empêcher le mouvement de dislocation dans la matrice Al. Le taux d'allongement de 356Mo semble être seulement de 0.2% inférieur à celui de l'alliage de base. On est convaincu généralement que l'amélioration de la résistance conduira à une diminution de la ténacité. Mais dans ce cas-là, le maintien de la ductilité est considéré comme l'attribution de la déformation homogène [1, 2]. Les dislocations ont tendance à traverser le glissement de la face de glissement originel vers une autre face de glissement actif en interagissant avec les dispersoïdes Mo. Ainsi, une déformation plastique homogénéisée peut s'étendre à une contrainte plus grande.

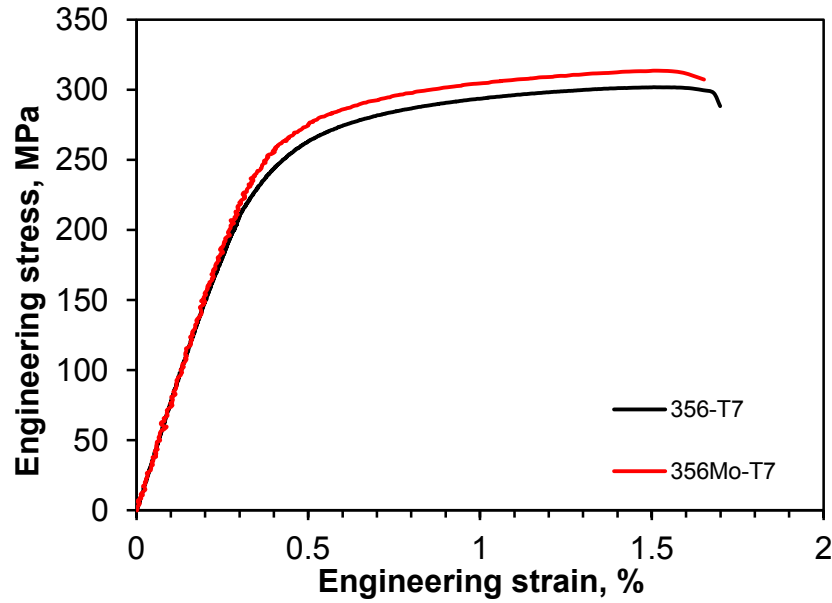


Fig. 5.1 La courbe de contrainte-déformation typique de l'alliage 356 et 356Mo à température ambiante.

Tableau. 5.1 Les propriétés de traction des alliages étudiés à temperature ambiante.

Alloy	YS, MPa	UTS, MPa	El, %
356NM	272.9 ± 4.2	301.3 ± 5.8	2.1 ± 0.2
356M	281.6 ± 3.6	314.9 ± 5.2	1.9 ± 0.3

La surface de fracture des échantillons testés est présentée dans la Fig. 5.2. Les deux alliages 356 et 356Mo montrent un mode de fracture mixte typique qui peut être caractérisé par la morphologie de fracture cellulaire mixte comme montrée dans la Fig. 5.2b et d. Le mode de fracture observée reflète un comportement de la traction similaire pour les deux alliages à température ambiante. Cela pourrait être attribué à la déformation plastique uniforme en raison des bords de glissement homogénéisée.

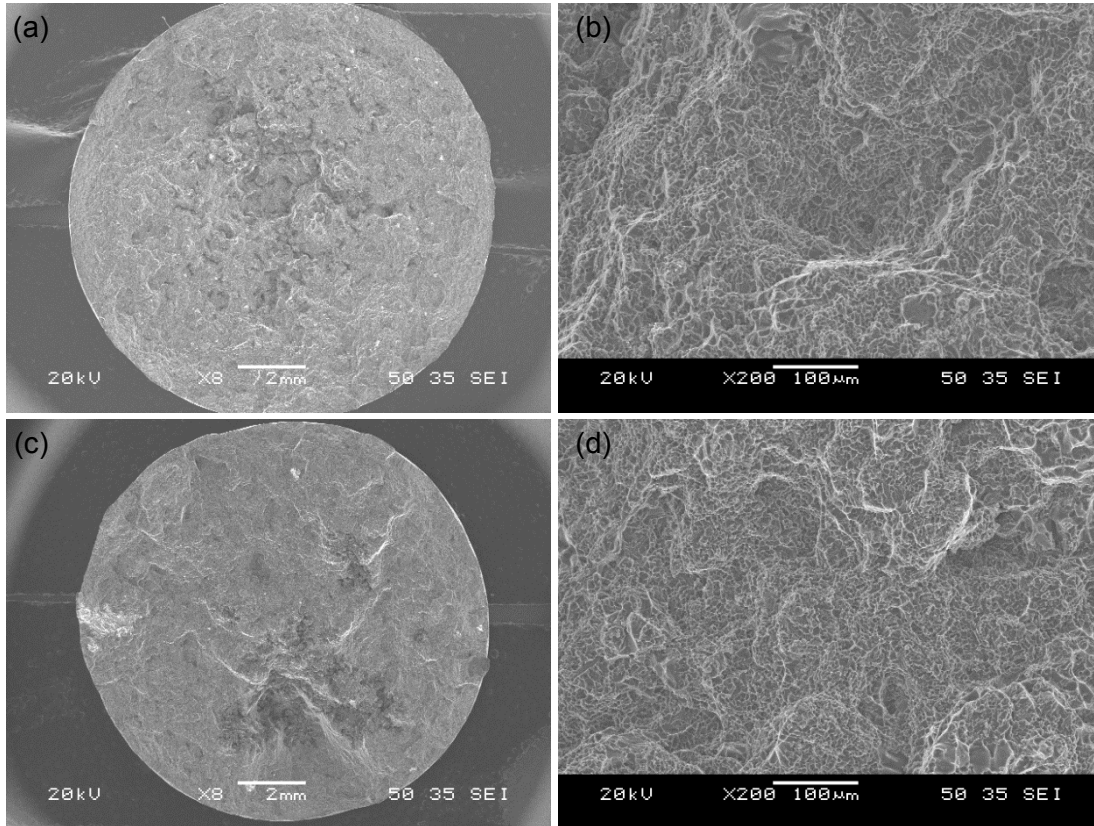


Fig. 5.2 La surface de fracture de traction de (a)(b) 356 et de (c)(d) 356Mo.

5.1.2 Les propriétés de traction à 300°C

Les courbes de contrainte-déformation des alliages 356 et 356Mo testés à 300°C sont présentées dans la Fig. 5.3. Les propriétés de traction de ces alliages sont données dans la Table. 5.2. Il est à noter que les deux alliages se comportent d'une manière similaire dans la gamme élastique. On peut voir de la Table. 5.2, la limite d'élasticité et la résistance maximale à la traction de l'alliage 356Mo restent au même niveau comme celui de l'alliage de base 356 quand le taux d'allongement s'élève significativement de 7.5% à 13.9%. Au début de ce test, la densité de dislocation est faible en raison de la

température élevée. La propriété de traction est principalement contrôlée par les facteurs à grande échelle tels que SDAS, la taille et la morphologie des phases intermétalliques et les particules Si eutectiques, qui sont similaires dans les deux alliages. Au fur et à mesure de la déformation plastique, la densité de dislocation augmente et l'effet des interactions de dislocation-dispersoïde devient plus remarquable. Le dispersoïde Mo pousse la déformation homogène en empêchant le mouvement de dislocation du glissement planaire à un mode de glissement ondulé par un glissement transversal et entraîne une réduction de la concentration de contrainte locale au cours de la déformation plastique [3, 4]. La présence des dispersoïdes Mo détend la déformation intense localisée et distribue uniformément la déformation plastique.

Les surfaces de fracture des échantillons testés sont observées par SEM et présentées dans la Fig. 5.4. à 300°C, les deux alliages présentent une mode de fracture ductile avec de nombreuses fossettes de cisaillement, qui sont allongées le long de la direction de cisaillement, comme observé dans la Fig. 5.4a et b. Les fossettes allongées sont les résultats de la nucléation des trous et la coalescence subséquente par la forte déformation de cisaillement et le processus de fracture sur la surface de cisaillement [5]. En même temps, une distribution de la taille de fossette plus fine et uniforme est observée dans l'alliage 356Mo comme présenté dans la Fig. 5.4c et d, qui peut être attribué à la présence des dispersoïdes. De plus, plus d'énergie doit être consommée pendant la fracture finale en raison de la densité élevée des interfaces particule-matrice due à la présence des

dispersoïdes, ce qui entraîne ainsi une meilleure ténacité à la rupture [6]. D'autre part, le rétrécissement interdendritique sur la surface de fracture peut être observé. Les fissures sont présentées dans les espaces interdendritiques. Il est à noter que l'alliage de base 356 contient une plus grande de défauts moulés comparés avec 356Mo. Puisque la morphologie et la teneur des principales phases intermétalliques et les particules Si eutectiques sont pareilles, les défauts moulés pourraient être une des raisons responsables de la baisse du taux d'allongement pendant le test.

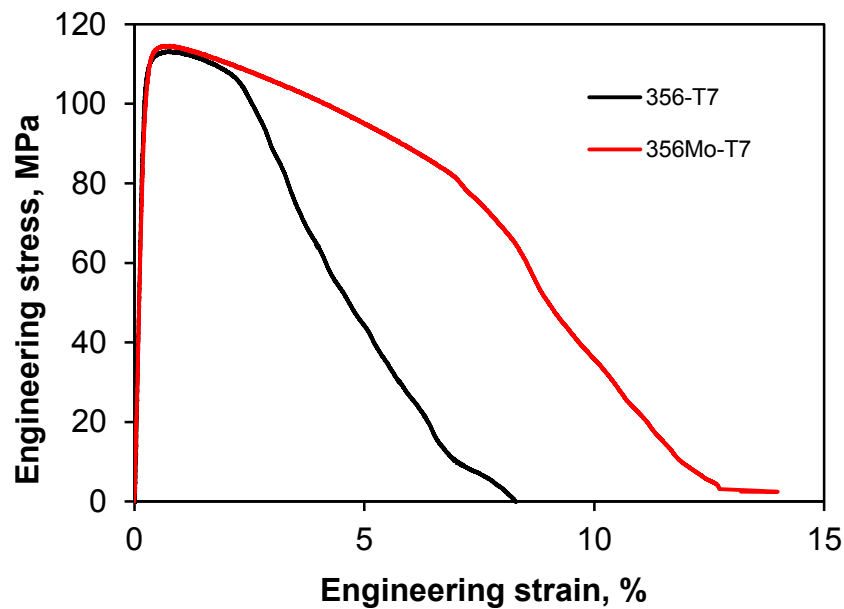


Fig. 5.3 La courbe typique de contrainte-déformation de l'alliage 356 et 356Mo à 300°C.

Tableau. 5.2 Les propriétés de traction des alliages étudiés à 300°C.

Alloy	YS, MPa	UTS, MPa	El, %
356NM	111.1 ± 2.1	112.9 ± 2.4	7.5 ± 0.5
356M	113.6 ± 1.8	116.8 ± 2.4	13.9 ± 0.4

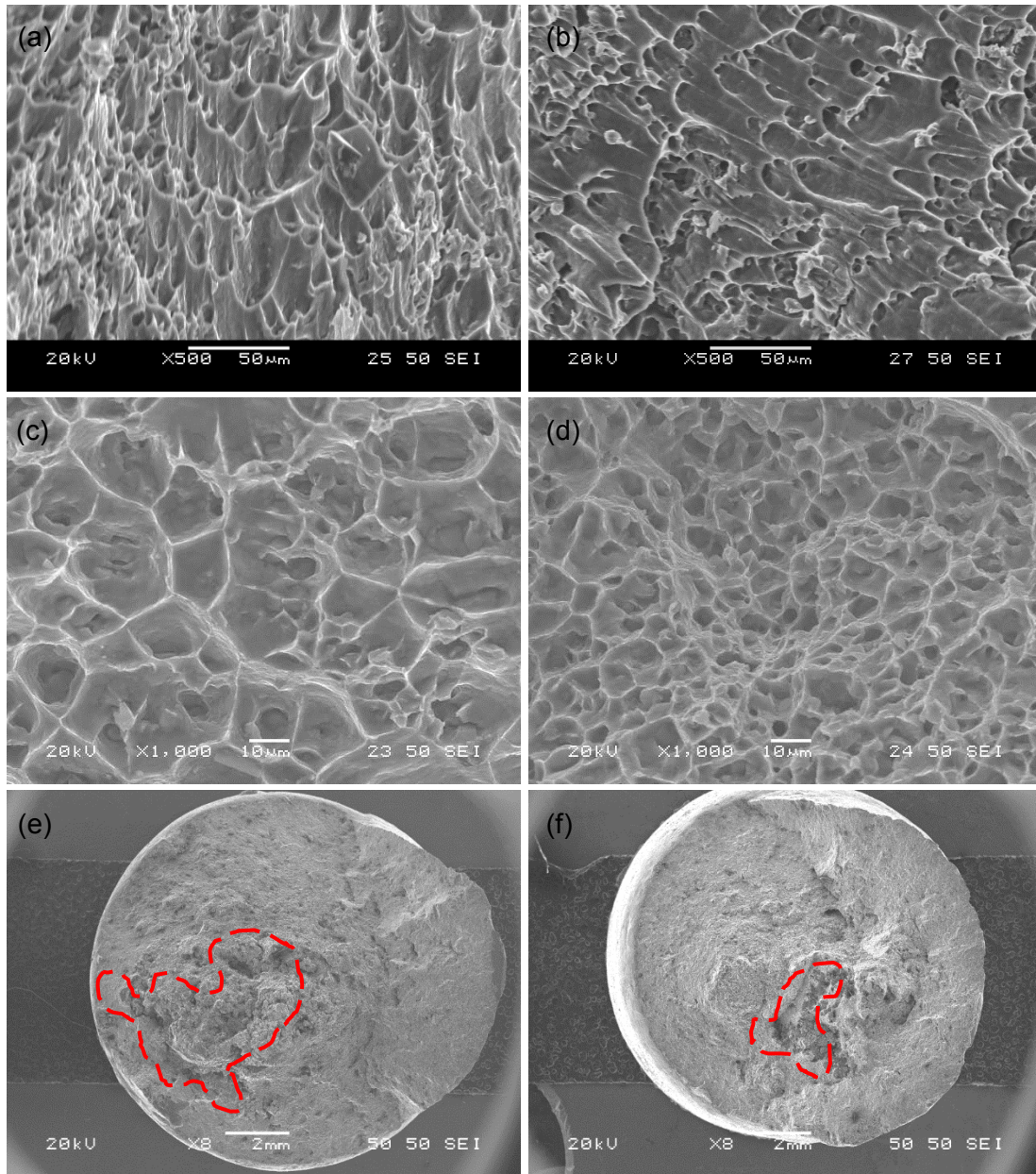


Fig. 5.4 La surface de fracture de traction de (a) (b) 356 et de (c) (d) 356Mo. Les défauts moulés sont indiqués par la zone du pointillé rouge.

5.2 Les propriétés de la fatigue à faible fréquence

5.2.1 Les boucles d'hystérésis

La Fig. 5.5 montre les boucles d'hystérésis de contrainte-déformation typiques des cycles de premier, deuxième et moyen terme à une amplitude de déformation totale de 0.1%, 0.2%, 0.4% et 0.6% à 300°C pour l'alliage de base 356. En général, les boucles d'hystérésis symétriques dans toutes les amplitudes de déformation sont observées dans cet alliage, qui est considéré comme le caractéristique typique du glissement de dislocation dominé la déformation dans les métaux cubiques à faces centrées.

D'ailleurs, on peut observer que l'alliage fait preuve du comportement élastique au début du test à l'amplitude de déformation de 0.1% (Fig. 5.5a). Quand l'amplitude augmente, la forme des courbes de contrainte-déformation devient rhomboïde, qui représente la croissance de la déformation plastique parmi la déformation totale. Avec une amplitude de déformation plus haute de 0.2% à 0.6% (Fig. 5.5b, c et d), la forme des boucles d'hystérésis est plus plate et plus large dans le premier cycle de ce test, qui indique que la déformation plastique occupe une grande proportion de la déformation totale. D'autre part, les contraintes maximale et minimale le premier cycle sont supérieures à celles de la moyenne terme, qui peut être conduit des caractéristiques d'adoucissement cycliques dues à l'accumulation de la déformation plastique dans chaque cycle. Cette déformation plastique cause la propagation de fissure et puis réduit la

capacité de charge.

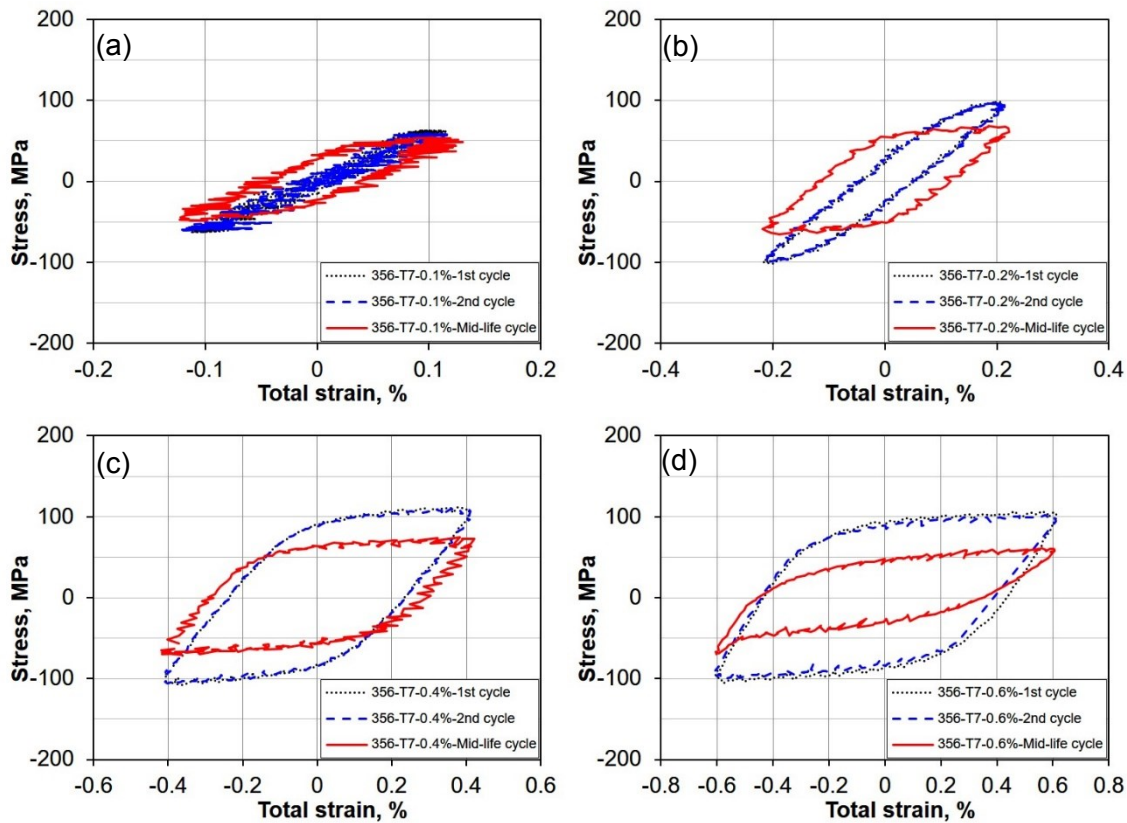


Fig. 5.5 Les boucles d'hystérésis pour l'alliage de base 356 à 300°C, à l'amplitude de déformation de (a) 0.1%, (b) 0.2%, (c) 0.4% et (d) 0.6%.

Les boucles d'hystérésis de contrainte-déformation des cycles initiaux et de cycle de moyen terme pour l'alliage 356Mo aux amplitudes de déformation sélectionnées sont illustrées dans la Fig. 5.6. Les caractéristiques de la boucle d'hystérésis symétriques similaires peuvent être observées. A l'amplitude de déformation de 0.1%, l'alliage montre presque le comportement élastique linéaire même dans le cycle de moyen terme. Avec la croissance de l'amplitude de déformation, la largeur des boucles d'hystérésis augmente, représentant plus de déformation plastique. En même temps, la contrainte maximale

connaît une baisse pendant toute la vie de fatigue à toutes les amplitudes de déformation, qui indique le comportement d'adoucissement cyclique.

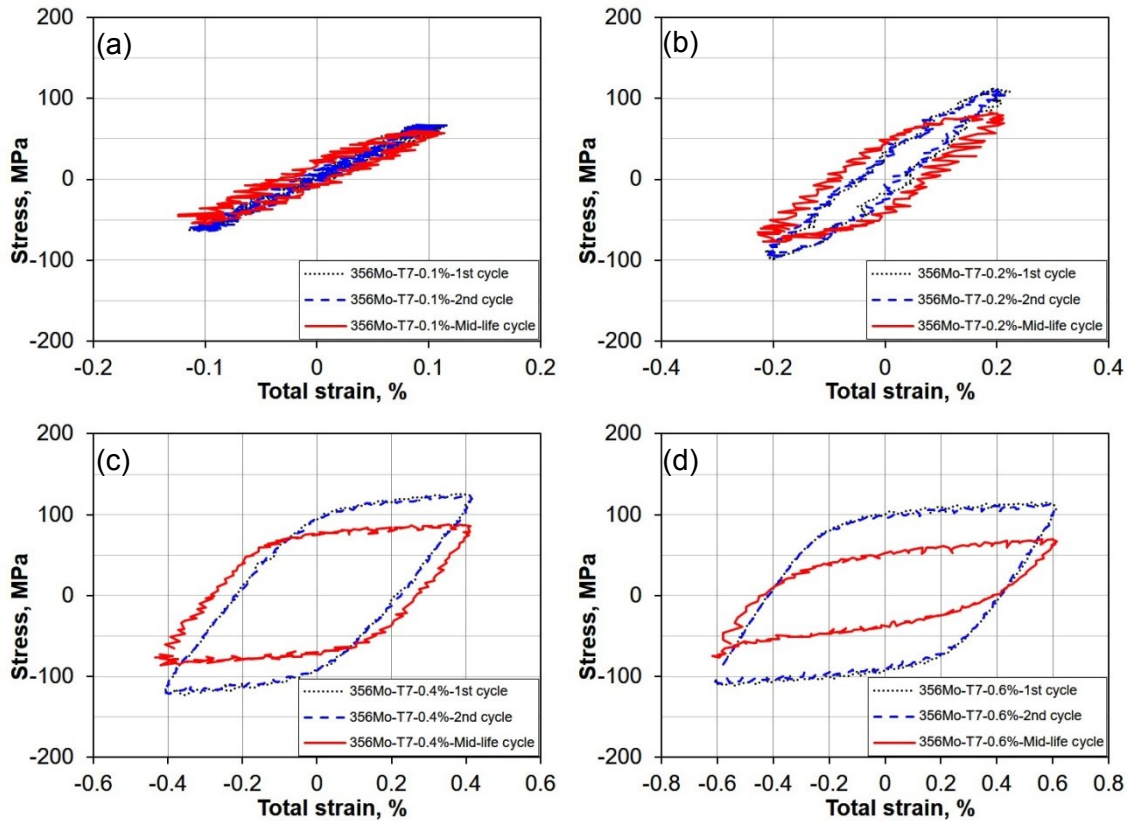
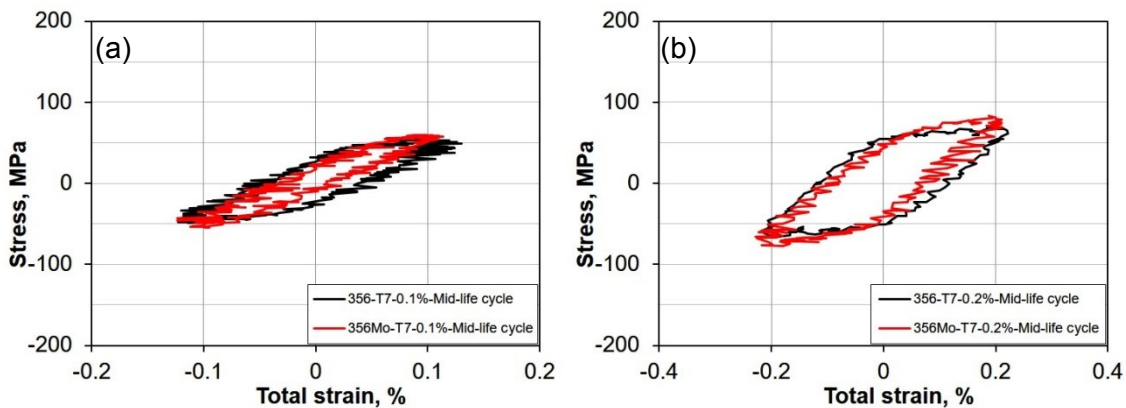


Fig. 5.6 Les boucles d'hystérésis de contrainte-déformation pour l'alliage 356Mo à 300°C, à l'amplitude de déformation de (a) 0.1%, (b) 0.2%, (c) 0.4% et (d) 0.6%.

La Fig. 5.7 montre les boucles d'hystérésis du cycle de moyen terme à de différentes amplitudes de déformation de deux alliages. Similaire aux propriétés de traction, on peut remarquer que les contraintes maximales de l'alliage 356Mo au niveau de tension et de compression sont supérieures légèrement à celles de l'alliage de base 356 dans toute amplitude. Les contraintes maximales et minimales croissantes de l'alliage 356Mo peuvent attribuer au développement des dispersoïdes qui exercent des effets bloquants sur

le mouvement de dislocation. D'autre part, il paraît que plus de déformation plastique se produit dans l'alliage de base 356 que l'alliage 356Mo à l'amplitude de déformation constante. Par exemple, l'alliage de base présente une déformation plastique de 0,32% par rapport à une déformation totale de 0,4% tandis que le 356Mo a 0,29% à la même amplitude de déformation. L'absence du dispersoïde dans l'alliage 356 entraîne un glissement facile et conduit à une déformation plastique plus large dans l'alliage de base. La comparaison de ces deux alliages font preuve aussi du pourcentage croissant de la déformation plastique de l'amplitude faible à haute pour l'alliage 356 est plus large que celui de l'alliage 356Mo, indiquant que l'alliage de base 356 dispose d'une limite d'élasticité faible et est facile d'avoir la déformation plastique, qui est en accord avec les résultats du test de traction.



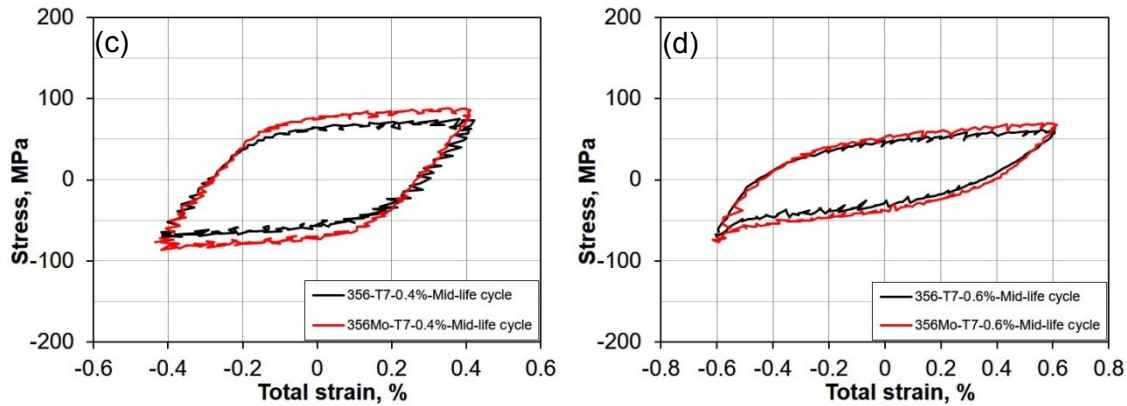


Fig. 5.7 Les boucles d'hystérésis de contrainte-déformation ducycle de moyenne terme pour les alliages 356 et 356Mo à 300°C, à l'amplitude de déformation de (a) 0.1%, (b) 0.2%, (c) 0.4% et (d) 0.6%.

La Fig. 5.8 présente les boucles d'hystérésis de contrainte-déformation stable dans le cycle de moyen terme pour les deux alliages à de différentes amplitudes de déformation, tracées avec les points de compression transférés à une origine commune. A la valeur plus faible des amplitudes de déformation (0.1% ~ 0.4%), les deux alliages montrent presque un comportement Masing idéal puis commencent à faire preuve d'un comportement non-Masing (branches descendantes) à partir de 0.6% de l'amplitude de déformation totale. Ce comportement est généralement appelé le comportement quasi-Masing.

Nandy *et al.* [5] ont rapporté un phénomène similaire dans un test LCF de l'alliage AA6063 suranné. Ils ont conseillé que l'efficacité des interactions entre les dislocations joue un rôle principal dans la déformation cyclique à faible amplitude de déformation alors que les interactions entre les obstacles et les dislocations dépassaient les auto-interactions des dislocations avec l'augmentation de l'amplitude de déformation.

On peut en déduire qu'en raison de la température élevée et de l'énergie de défaut d'empilement élevée, les dislocations sont entraînées pour éviter les particules d'obstacles, tels que les précipités et les dispersoïdes, par le glissement transversal pendant la déformation plastique cyclique. Cela pousse les dislocations réarranger à former les structures de dislocations homogènes, telles que les murs et les canaux de dislocation. Lors d'une charge supplémentaire avec une plus grande amplitude de contrainte imposée, ils se développent dans la sous-structure cellulaire et restreignent le mouvement de dislocation à longue distance. Ainsi, les interactions de la dislocation sont d'importance faible comparée aux interactions de dispersoïde-dislocation, ce qui fait que l'alliage montre le comportement quasi-Masing. Pham *et al.* [6, 7] ont également suggéré que l'activité du glissement secondaire (y compris le glissement transversal) au cours de la charge cyclique a influencé la déformation de retour, qui est principalement responsable de la réaction de déformation cyclique, en soulageant la contrainte de retour intergranulaire, mais de l'autre côté du à la formation des murs et des canaux de dislocation.

En même temps, l'alliage 356Mo montre une déviation large du comportement Masing au comportement non-Masing comparé à l'alliage de base, ce qui peut être expliqué par l'influence des dispersoïdes. A part l'effet des précipités formés pendant le processus de vieillissement, les dispersoïdes contenant du Mo empêchent efficacement les mouvements de dislocation. Des structures de dislocations cellulaires complexes sont

formées plus rapides avec une haute densité dans 356Mo que dans l'alliage de base 356 et conduisent à des interactions plus fortes de dispersoïdes-dislocations par rapport à l'alliage de base. Donc il cause le comportement de déviation plus large pour l'alliage 356Mo comparé à l'alliage de base.

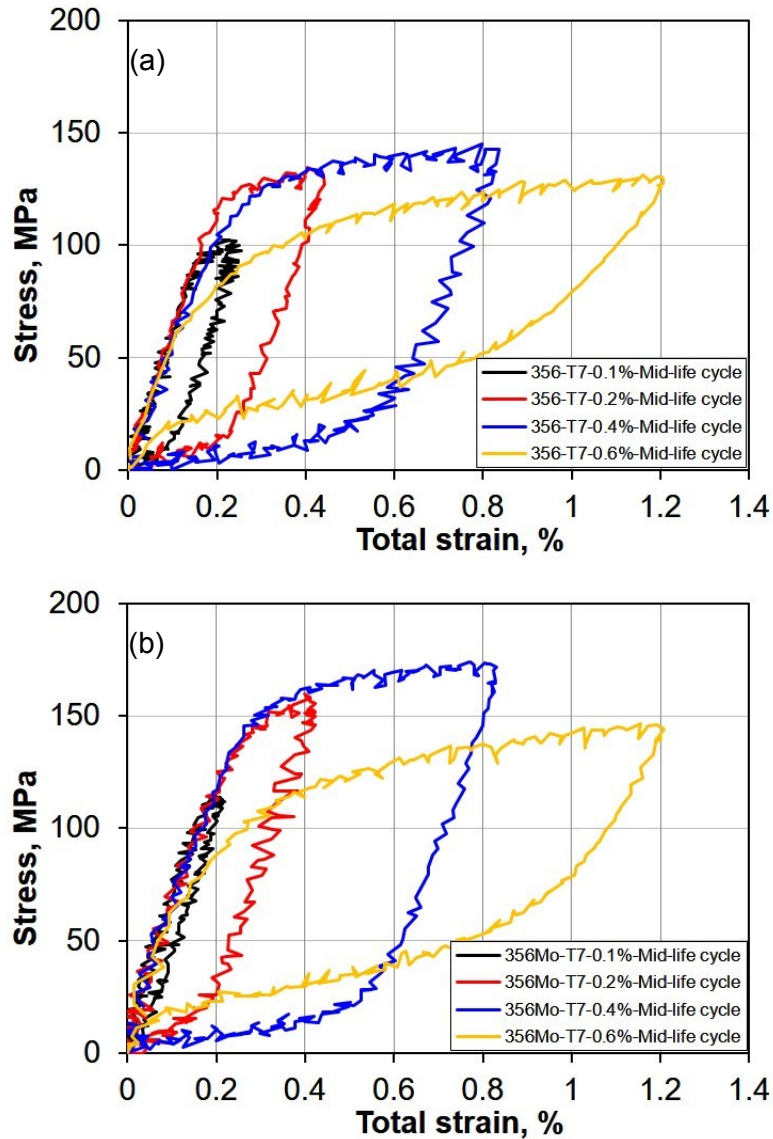


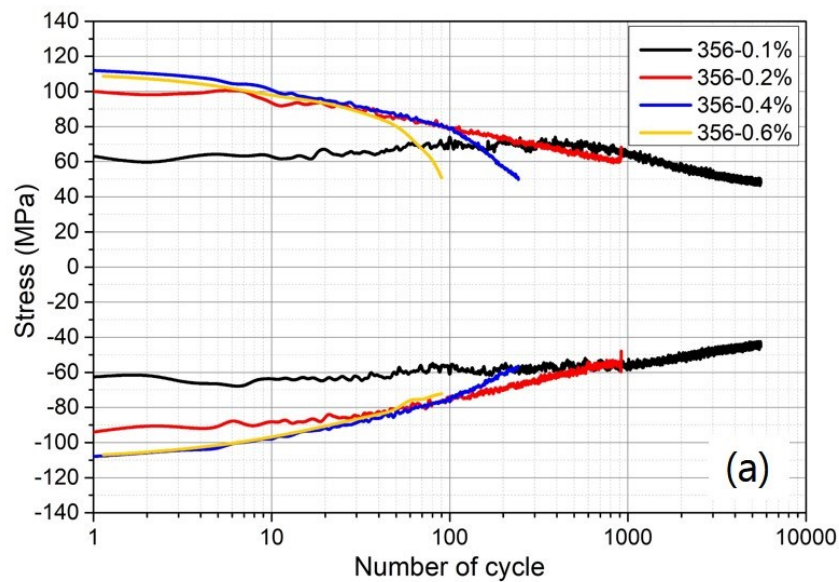
Fig. 5.8 Les boucles d'hystérésis de contrainte-déformation stable tracée avec le point inférieur apparié pour (a) 356 et (b) 356Mo.

5.2.2 La réponse de contrainte-déformation

La Fig. 5.9 montre l'évolution des amplitudes de contrainte cycliques à de différentes amplitudes de déformation pour l'alliage 356 et 356Mo, respectivement. On peut voir que l'amplitude de contrainte cyclique maximale et minimale augmente et que la durée de vie en fatigue baisse quand l'amplitude de déformation totale s'élève de 0.1% à 0.4%, pour les deux alliages. Avec l'amplitude de déformation totale de 0.6%, la durée de vie en fatigue est plus courte et la contrainte maximale est aussi plus faible que celles à l'amplitude de déformation totale de 0.4%, ce qui correspond bien au changement du comportement Masing au comportement non-Masing. Les amplitudes de contrainte de l'alliage 356Mo sont généralement supérieures de 10-15 MPa à celles de l'alliage de base 356, tout au début et au cycle de moyen terme à chaque amplitude de déformation, ce qui peuvent être attribuées à l'effet de renforcement des dispersoïdes.

À faible amplitude de déformation (0.1%), la réponse est stable pendant toute la durée de vie en fatigue jusqu'au moment où les fissures macroscopiques se propagent. Cependant, l'amplitude de contrainte cyclique baisse progressivement pour la traction et la compression quand le cycle de fatigue s'étend aux gammes de déformation de 0.2% à 0.6%, indiquant que l'adoucissement cyclique modéré se produit au début du test de fatigue.

On peut marquer qu'il y a un point d'inflexion dans la courbe pour les deux alliages à la fin du test, qui est lié à l'étape finale de la rupture en fatigue. Dans cette étape, la diminution rapide de la contrainte est attribuée à la croissance et la coalescence de la microfissure [8, 9]. Il est à noter que les deux alliages ont tous baissé environ de 30% de la contrainte maximale à ce point. Pourtant, il occupe 70% et 85% de la durée totale de fatigue pour 356Mo à la déformation de 0.2% et 0.4% pour atteindre ce point alors que seulement 30% et 45% pour l'alliage de base 356 à la déformation de 0.2% et 0.4% respectivement, indiquant un ratio d'adoucissement plus faible pour l'alliage 356Mo par rapport à l'alliage de base 356.



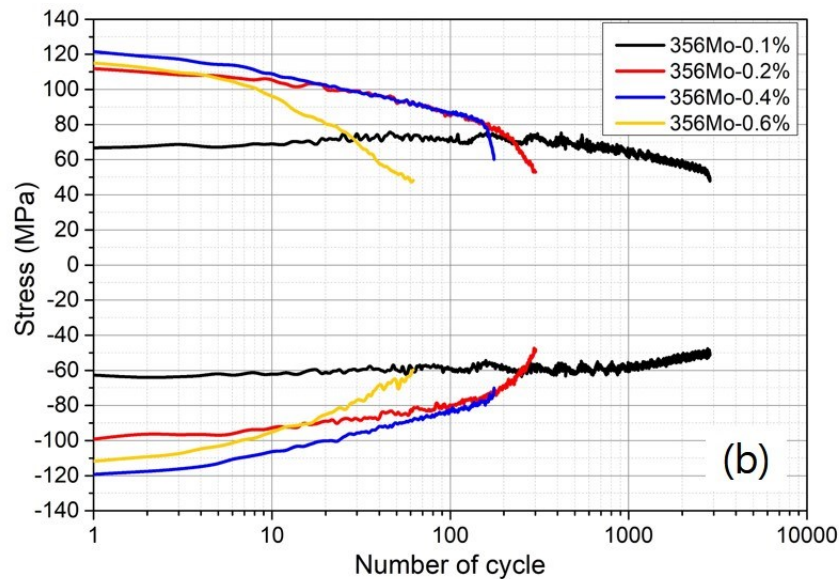


Fig. 5.9 La valeur de la contrainte maximale et minimale à de différentes amplitudes de déformation pour (a) 356 et (b) 356Mo.

Avant ce point d'inflexion dans l'alliage de base 356, la concentration du glissement planaire dans des bandes de glissement spécifiques entraîne la formation des bandes du glissement persistantes (Persistent slip bands, PSBs). Les PSBs causent la déformation plastique inhomogène et irréversible. La forte concentration de contrainte locale associée avec la déformation plastique inhomogène ouvre les fissures transgranulaires. D'autre part, la présence des dispersoïdes dans l'alliage 356Mo pouvait promouvoir le glissement croissant et homogénéiser la distribution de glissement. Ainsi les bandes de glissement uniformément distribuées conduisent à la déformation plastique homogène comme on l'avait discuté ci-dessus et à un ratio d'adoucissement plus faible comparé à l'alliage de base 356.

Cependant, sur la déformation plastique cyclique constante après le point d'inflexion, l'impact des bandes de glissement planaires sur les particules dispersoïdes provoque la rupture et la séparation de leur interface avec la matrice molle et entraîne l'apparition de fissures intergranulaires microscopiques [9]. De plus, dans l'alliage 356Mo, la matrice et les cellules de dislocation renforcées par un dispersoïde affaiblissent les joints des grains, surtout à température élevée, et ne peuvent pas s'adapter aux déformations plastiques cycliques multiples, ce qui entraîne un ratio de croissance des fissures intergranulaires plus haut.

La diminution plus rapide de la capacité de charge observée pour l'alliage 356Mo est due à la croissance rapide des fissures microscopiques et macroscopiques accompagnées avec les dommages des particules rompues et les substructures de dislocation. En conséquence, même si 356Mo dispose d'un ratio d'adoucissement plus faible au cours de l'étape de propagation, l'échec final rapide entraîne une réduction de la durée de vie en fatigue comparée à l'alliage de base 356.

À l'amplitude de déformation de 0.6%, le taux de ramollissement de 356Mo est encore inférieur à l'alliage de base. Cependant, la faible durée de vie en fatigue à cycle court du 356Mo est attribuée à l'initiation précoce de la microfissure due à l'amplitude de déformation élevée, à la faiblesse des joints de grains qui ne supportent pas les déformations plastiques aussi importantes que les déformations cycliques.

5.2.3 La durée de fatigue et les paramètres

Le dommage de fatigue du à la déformation cyclique peut être décrit en terme des composantes élastiques et plastiques de l'amplitude de déformation totale, connu pour l'équation Basquin et la relation Coffin-Manson [12], respectivement, qui sont représentées comme

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad (5.1)$$

Où $\Delta \varepsilon_p/2$ et $\Delta \varepsilon_e/2$ sont l'amplitude de déformation plastique et élastique; N_f est le nombre de cycles à l'échec qui représente la durée de fatigue; σ_f' est le coefficient de la résistance à la fatigue; b est l'exposant de la résistance à la fatigue; E est le module de Young qui est mesuré à l'avance avant chaque test; ε_f' est le coefficient de la ductilité à la fatigue; c est l'exposant de la ductilité à la fatigue. Les valeurs de $\Delta \varepsilon_p/2$ et $\Delta \varepsilon_e/2$ sont calculées pour le cycle de moyenne durée ($N_f/2$) parce que ces tests sont réalisés dans un mode contrôlé complètement par la déformation renversée. Les déformations élastiques, plastiques et totales contre le nombre du cycle ont été tracées à l'échelle log-log et ont montré dans la Fig. 5.10. Les points carrés noirs ont souvent profité de la courbe S-N qui reflète la relation entre la durée de fatigue et la charge appliquée (dans ce cas, la déformation). D'autre part, le comportement de déformation cyclique peut aussi être exprimé par la relation entre l'amplitude de contrainte et l'amplitude de déformation plastique, qui est donné par

$$\frac{\Delta\sigma_a}{2} = K' \left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \right)^{n'} \quad (5.2)$$

Où K' et n' sont le coefficient de la résistance cyclique et l'exposant de durcissement de deformation cyclique, respectivement. Les K' et n' ont été déterminés par les analyses de la régression linéaire log-log de l'amplitude de déformation plastique et l'amplitude de contrainte à partir des boucles d'hystérésis à demi-vie stabilisée.

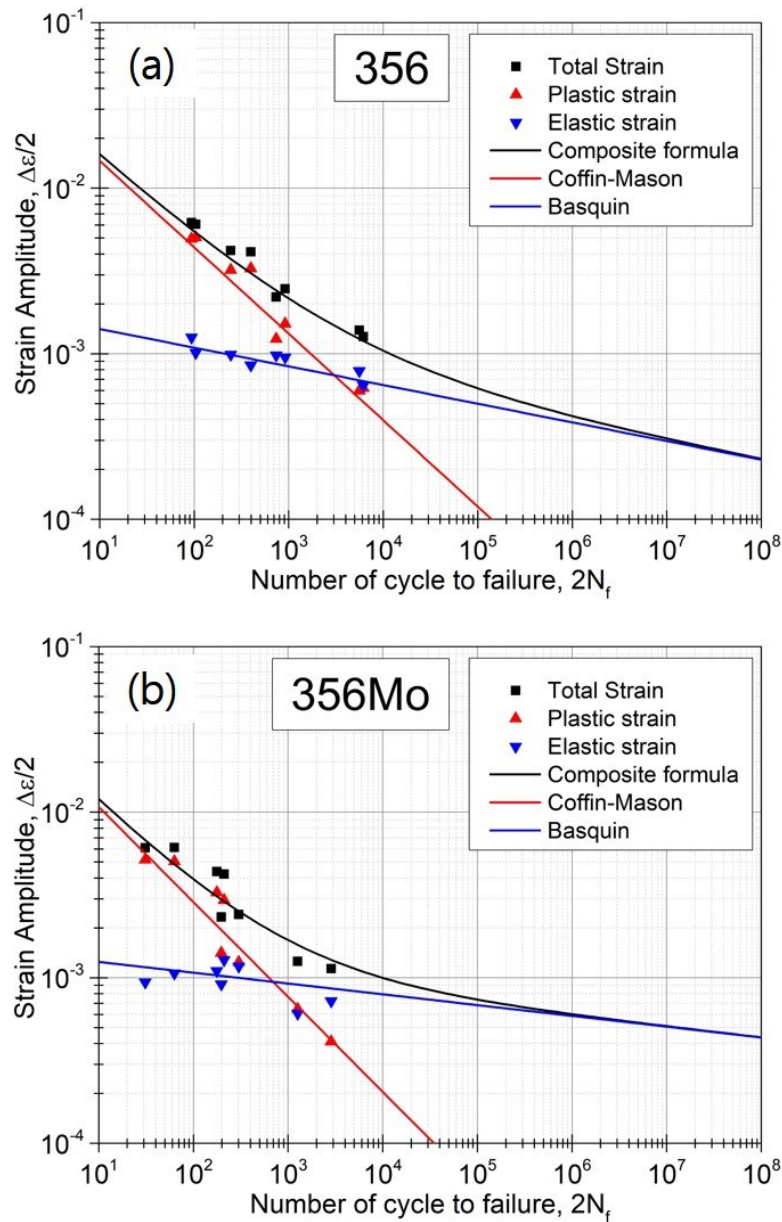


Fig. 5.10 Les traces des équations de Basquin et de Coffin-Mason et l'amplitude de deformation vs. le nombre des cycles à l'échec pour l'alliage (a) 356 et (b) 356Mo.

Les paramètres de fatigue obtenus par le calcul sont donnés dans la Table. 5.3. Les courbes des équations de Basquin et de Coffin-Mason sont tracées dans la Fig. 5.10 ensemble avec le nombre de déformations de la courbe des cycles.

Tableau. 5.3 Les paramètres de fatigue pour l'alliage 356 et 356Mo.

Parameters	Unit	Alloys	
		356	356Mo
Cyclic strength coefficient, K'	MPa	134.52	158.53
Cyclic hardening exponent, n'	-	0.1191	0.1206
Fatigue strength coefficient, σ_f'	MPa	141.66	105.66
Fatigue strength exponent, b	-	- 0.1128	- 0.0652
Fatigue ductility coefficient, ε_f'	%	7.49	6.22
Fatigue ductility exponent, c	-	- 0.5223	- 0.5735

On peut voir de la Table. 5.3, une forte valeur K' indique une forte résistance de l'alliage 356Mo par rapport à l'alliage de base, qui peut être attribuée à l'effet de renforcement des Mo-dispersoïdes. L'alliage de base 356 dispose d'une valeur c plus large représentant une ductilité plus forte dans le test de fatigue. En même temps, les valeurs plus hautes b correspondent positivement à la résistance, ce qui montre que l'alliage 356Mo peut faire preuve d'une meilleure résistance à la fatigue dans le régime de cycle haut. La durée de vie en fatigue de transition (indiquée dans la Fig. 5.10 par les

flèches) constitue le point d'intersection des équations de Basquin et de Coffin-Manson, qui présente le cycle où la déformation élastique cyclique est égale à la déformation plastique cyclique. Il est à noter qu'au-dessus de la déformation à la durée de fatigue de transition, la déformation plastique est prédominante et la ductilité contrôlera la performance de fatigue. Au-dessous de la déformation à la durée de transition, la résistance est plus importante. Ainsi, une durée de vie en fatigue à fréquence faible plus longue peut être estimée pour l'alliage de base 356, alors que 356Mo agit mieux quand l'amplitude de déformation est plus faible.

Il est à noter que des résultats opposés sont obtenus contre le test de traction, qui suggère que l'alliage 356Mo possède une meilleure ductilité à température élevée. C'est parce qu'au cours de la déformation cyclique, 356Mo fait preuve en effet d'une meilleure ductilité au début de la fatigue où l'adoucissement progressif se produit. Cependant, la formation des substructures de dislocation complexe et l'accumulation des dommages pendant le test accélèrent la croissance des fissures de fatigue et conduisent à la réduction de la durée de fatigue.

Par conséquent, il peut être conclu que l'alliage 356Mo dispose d'une résistance et d'une ductilité plus fortes dans un test de traction monotonique tandis que l'alliage de base 356 présente des avantages dans le test de fatigue. Les dispersoïdes contenant Mo contribuent à une forte résistance en renforçant l'effet et améliorent la ductilité en

homogénéisant la déformation plastique. Mais la croissance rapide des fissures conduit à la diminution de la capacité de charge qui réduit la durée de fatigue à faible fréquence.

5.2.4 La fractographie

Les caractéristiques de la surface de fracture de fatigue des alliages 356 et 356Mo à la déformation totale de 0.2% et 0.6% ont été examinées par SEM. La Fig. 5.11 montre une vue globale des surfaces de fracture typiques des deux amplitudes de déformation à une faible magnification. On peut remarquer que les fissures de fatigue se produisent toujours à l'intérieur de la porosité ou à porosité de la surface de l'échantillon.

Il est rapporté que le dispersoïde agit comme une barrière au mouvement de la dislocation et promouvoit le glissement croissant et une distribution de glissement uniforme [13]. Au stade I de la croissance de fissure de fatigue, la fissure tend à propager initialement le long des bandes du glissement avec l'extrusion et l'intrusion des bandes du glissement persistant. Ainsi, les bandes du glissement uniformément distribuées retardent l'initiation de la fissure de fatigue et prolongent la durée de fatigue. Cependant, la porosité a un effet néfaste sur la durée de fatigue en accourcissant non seulement la propagation de la fissure de fatigue, mais aussi la période de l'initiation [14]. Par

conséquent, l'amélioration sur l'initiation de la fissure de fatigue par le Mo-dispersoïde a été neutralisée.

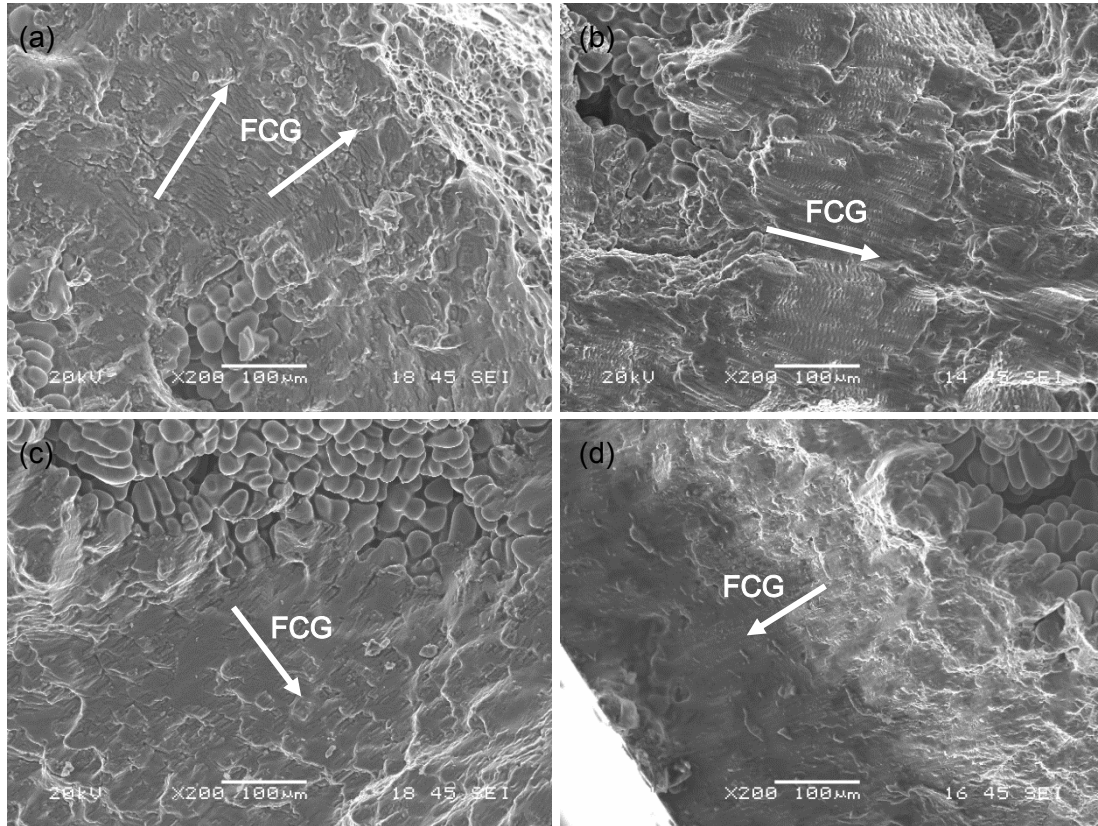
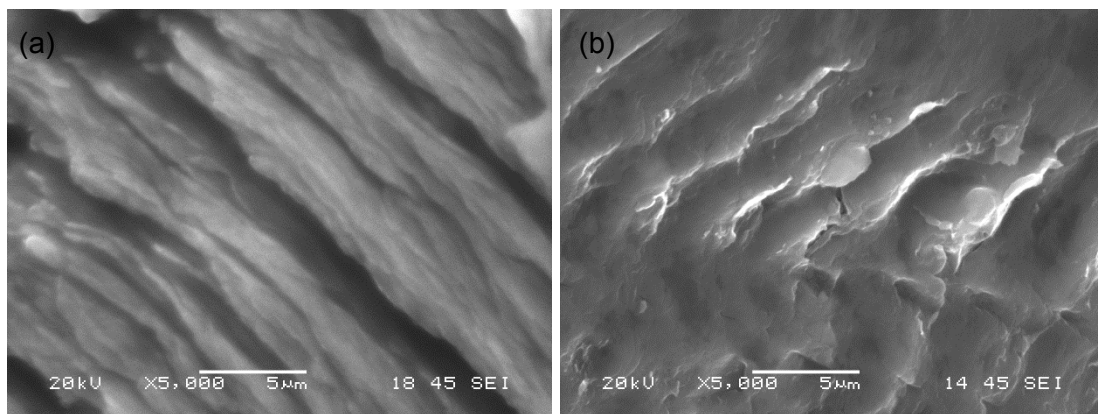


Fig. 5.11 Les images de SEM à faible magnification montrent le site de l'initiation à la porosité. (a) 356-0.2%, (b) 356-0.6%, (c) 356Mo-0.2% et (d) 356Mo-0.6%.

D'autre part, l'espacement de striation de fatigue de 356Mo sont observé être inférieur à celui de l'alliage de base à l'amplitude de déformation de 0.2% et 0.6%, comme montré dans la Fig. 5.12. Les striations de fatigue montrent la région de la propagation des fissures de fatigue stable (La croissance des fissures au stade II), chaque striation est produite par un seul cycle et représente la position successive d'un front de fissure progressif perpendiculaire à la contrainte maximale. Jiang *et al.* [15] ont proposé

que les dispersoïdes pourraient changer la fracture de fatigue de la facette à la striation par le biais de l'effet de l'uniformité de déformation dans l'alliage. Les striations de fatigue pourraient être formées sur la surface de fracture si deux ou plus de systèmes du glissement sont activés devant la fissure. 356Mo contient une haute densité des dispersoïdes, qui ne pourraient pas être coupés par les dislocations. Les dispersoïdes qui contournent les dislocations étaient capables d'homogénéiser la déformation. La déformation était homogène et les systèmes du glissement multiples ont été activés. Même si les dislocations n'arrivaient pas à traverser les précipités dans l'alliage de base 356, l'absence du dispersoïde entraîne moins de déformation uniforme et un espacement de striation plus large, indiquant une vitesse de croissance des fissures de fatigue élevée dans l'alliage de base.



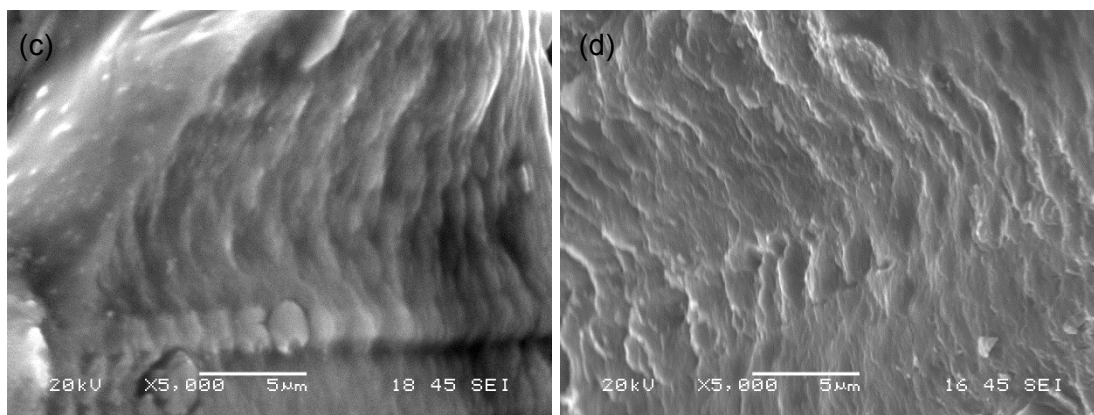


Fig. 5.12 Les striations de fatigue dans (a) 356-0.2%, (b) 356-0.6%, (c) 356Mo-0.2% et (d) 356Mo-0.6%. Un espacement de striation plus étendu peut être observé dans l'alliage de base 356.

Il est aussi suggéré que le dispersoïde peut agir comme un obstacle à l'avance de la fissure de fatigue et dévier le chemin de croissance des fissures puis améliorer la résistance à la propagation des fissures de fatigue [16]. Cependant, la concentration de contrainte est générée pendant les interactions entre les dislocations et les particules de dispersoïde. Ces particules peuvent être séparées de la matrice ou fracturées, tous les deux peuvent conduire à la croissance de la microfissure. En conséquence, on peut arriver à une conclusion de l'observation de la surface de fracture que l'alliage 356Mo fait preuve d'une vitesse à la propagation des fissures de fatigue plus faible que l'alliage de base 356, en accord avec la réponse déformation-contrainte. Au stade III de la fissure, c'est facile pour la fissure de fatigue de se développer dans l'alliage 356Mo et cause la chute rapide de la capacité de contrainte ainsi que la réduction de la durée de fatigue.

5.3 Sommaire

L'effet du Mo-dispersoïde sur les propriétés mécaniques de l'alliage de coulée 356 a été étudié dans ce mémoire. On peut aboutir aux conclusions suivantes:

1. L'alliage avec l'addition de Mo fait preuve d'une forte résistance et d'une ductilité similaire par rapport à l'alliage de base sans Mo dans le test de traction à température ambiante alors que ce dernier présente un taux d'allongement plus élevé à haute température. La croissance de la ductilité peut être attribuée à la déformation plastique homogène à travers le glissement croisé de dislocation renforcé par les dispersoïdes et les défauts moulés de bas niveau.
2. Les boucles d'hystérésis symétriques peuvent être observées dans les deux alliages. La valeur de l'alliage de contrainte cyclique maximale et minimale avec l'addition de Mo est plus élevée mais la déformation plastique est plus faible. Il indique une plus grande résistance de l'alliage 356Mo fourni par les Mo-dispersoids.
3. Un comportement Masing presque idéal peut être obtenu à la déformation supérieure jusqu'à 0.4% pour les deux alliages. 356Mo a montré une plus grande déviation parce que dispersoïde amélioré les interactions particules-dislocation et favoriser le comportement non-Masing.
4. Les deux alliages ont présenté l'adoucissement cyclique mais la vitesse d'adoucissement de l'alliage avec l'addition de Mo est inférieure à la déformation totale de 0.2%, 0.4% et 0.6%. C'est parce que dans les premiers stades de la fatigue,

les dispersoïdes peuvent homogénéiser la bande de glissement et rendre la déformation plastique uniforme. À amplitude de déformation relativement élevée, les sous-structures de dislocations complexes se forment plus rapidement en 356Mo en raison de l'activation du glissement croisé. Les sous-structures de dislocation et les particules rompues entraînent la croissance rapide des fissures jusqu'à la rupture finale, réduisant ainsi la durée de fatigue.

5. Les paramètres de la durée de vie en fatigue ont montré que l'alliage de base sans Mo pourrait agir mieux dans le test LCF en raison de sa meilleure ductilité tandis que l'alliage avec l'addition de Mo dotera d'une forte performance dans le test HCF en raison de sa forte résistance.
6. Les surfaces de fracture ont présenté que l'alliage avec l'addition de Mo possède une meilleure résistance à la propagation des fissures de fatigue que l'alliage de base, ce qui peut être attribuée à l'existence des Mo-dispersoïdes qui ont favorisé le glissement croisé et homogénéisé la distribution de la bande du glissement, ainsi retardé la formation des fissures. Pourtant la croissance plus rapide de la fissure jusqu'à l'échec final a posé des limites à sa durée de fatigue.

Références

- [9] Nam, S. W., & Lee, D. H. (2000). The effect of Mn on the mechanical behavior of Al alloys. *Metals and Materials International*, 6(1), 13-16.
- [10] Lee, D. H., Park, J. H., & Nam, S. W. (1999). Enhancement of mechanical properties of Al–Mg–Si alloys by means of manganese dispersoids. *Materials science and technology*, 15(4), 450-455.
- [11] Fang, D. R., Duan, Q. Q., Zhao, N. Q., Li, J. J., Wu, S. D., & Zhang, Z. F. (2007). Tensile properties and fracture mechanism of Al–Mg alloy subjected to equal channel angular pressing. *Materials Science and Engineering: A*, 459(1-2), 137-144.
- [12] Wang, W., Ma, Y., Yang, M., Jiang, P., Yuan, F., & Wu, X. (2017). Strain Rate Effect on Tensile Behavior for a High Specific Strength Steel: From Quasi-Static to Intermediate Strain Rates. *Metals*, 8(1), 11.
- [13] Nandy, S., Sekhar, A. P., Kar, T., Ray, K. K., & Das, D. (2017). Influence of ageing on the low cycle fatigue behaviour of an Al–Mg–Si alloy. *Philosophical Magazine*, 1-26.
- [14] Pham, M. S., & Holdsworth, S. R. (2011). Change of stress-strain hysteresis loop and its links with microstructural evolution in AISI 316L during cyclic loading. *Procedia Engineering*, 10, 1069-1074.
- [15] Pham, M. S., Holdsworth, S. R., Janssens, K. G. F., & Mazza, E. (2013). Cyclic deformation response of AISI 316L at room temperature: mechanical behaviour, microstructural evolution, physically-based evolutionary constitutive modelling. *International Journal of Plasticity*, 47, 143-164.

- [16] Srivatsan, T. S. (1999). Mechanisms governing cyclic deformation and failure during elevated temperature fatigue of aluminum alloy 7055. *International journal of fatigue*, 21(6), 557-569.
- [17] Srivatsan, T. S. (2002). An investigation of the cyclic fatigue and fracture behavior of aluminum alloy 7055. *Materials & design*, 23(2), 141-151.
- [18] Kim, K. C., & Nam, S. W. (1998). Effects of Mn-dispersoids on the fatigue mechanism in an Al-Zn-Mg alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 244(2), 257-262.
- [19] Wang, Q. G., Apelian, D., & Lados, D. A. (2001). Fatigue behavior of A356-T6 aluminum cast alloys. Part I. Effect of casting defects. *Journal of Light Metals*, 1(1), 73-84.
- [20] Jiang, D., & Wang, C. (2003). Influence of microstructure on deformation behavior and fracture mode of Al-Mg-Si alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 352(1-2), 29-33.
- [21] Jo, B. L., Park, D. S., & Nam, S. W. (1996). Effect of Mn dispersoid on the fatigue crack propagation of Al-Zn-Mg alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 27(2), 490-493.

CHAPITRE 6. CONCLUSIONS ET CONSEILS POUR DES RECHERCHES FUTURES

6.1 Conclusions

Les deux différents types de traitements thermiques de solution et les conditions du traitement multiples ont été réalisés sur un alliage de coulée Al-Si-Mg-Cu 356 ajouté au molybdène. Les caractéristiques de la microstructure et l'évolution du dispersoïde α -Al (Fe, Mn, Mo) Si sont étudiées. Les tests de traction ont été effectués à température ambiante et à la température de 300°C. Les essais de fatigue à faible fréquence contrôlée par la déformation ont été réalisée à 300°C sous quatre amplitudes de déformation afin d'étudier l'effet du Mo-dispersoïde. Les principales conclusions peuvent être résumées comme suivant:

1. Les deux alliages ont fait preuve des constituants microstructuraux similaires à la condition moulée, y compris les particules eutectiques, les phases intermétalliques et SDAS. Une quantité significative des Mo-dispersoïdes a précipité dans la région intradendritique pendant le traitement thermique de solution dans l'alliage 356Mo alors que seulement un petit nombre de Mn-dispersoïde se sont formées dans l'alliage de base.
2. Les conditions du traitement de solution exercent l'influence sur la nucléation, la croissance et le processus de grossissement des Mo-dispersoïdes. 520°C accélère la

précipitation des dispersoïdes mais 540°C entraîne un grossissement précoce des dispersoïdes. Le traitement de solution en deux étapes, 500°C/4h suivi par 540°C/2h, pouvait atteindre le même niveau de résistance et être capable pour la fabrication industrielle en même temps.

3. Le Mo-dispersoïde dans l'alliage 356Mo améliore la limite d'élasticité et la résistance de traction maximale en empêchant le mouvement de dislocation par le mécanisme d'Orowan et en fournissant un effet de renforcement. L'alliage peut également maintenir sa ductilité par la déformation plastique homogénéisée, qui est attribuée au glissement croisé promu par le Mo-dispersoïde.
4. L'alliage 356Mo a présenté une plus élevée résistance à la propagation de fissure par fatigue et une vitesse d'adoucissement plus faible que l'alliage de base pendant les premières étapes du test LCF. Cependant, la durée de fatigue est réduite pour 356Mo en raison de la croissance rapide de la fissure de la fatigue du final stade à la rupture causée par les sous-structures de dislocations cellulaires, les particules rompues et les faiblesses des joints de grains.

6.2 Conseils pour des recherches futures

Un certain progrès a été réalisé durant mes études de maîtrise dans le domaine du développement de propriétés mécaniques à haute température des alliages de coulée Al-Si-Mg 356 avec l'addition de Mo. Les travaux futurs sur cette étude pourraient:

1. Étudier l'effet de la quantité de Mo et du ratio Mn/Mo sur le comportement de la précipitation du dispersoïde α . Étudier l'effet d'autres éléments d'alliage en combinaison de Mn et Mo.
2. Étudier la stabilité thermique des dispersoïdes et leur contribution par rapport aux propriétés mécaniques.
3. Procéder aux essais de fatigue thermomécanique sur les alliages développés avec l'addition de Mn et Mo pour une simulation plus vraie des conditions de fonctionnement du moteur Diesel.

